

## Resumen

El latón es una aleación de base cobre y cinc como elemento principal. Su campo de aplicaciones es muy extenso, abarcando desde la industria mecánica a la eléctrica o aplicaciones decorativas, debido a su excelente combinación de propiedades.

El presente proyecto estudia los productos de latón obtenidos por colada continua, la barra redonda destinada a forja (billet) y el lingote destinado a colada. También se revisan las diferentes propuestas para la obtención de éste producto por este proceso.

Las aleaciones de los productos estudiados tienen entre el 36% y el 42% de Zn, y presentan estructura bifásica  $\alpha$  y  $\beta'$ . Además contienen plomo entre el 1% y el 3%, para mejorar la maquinabilidad.

Para analizar la estructura de estas aleaciones se ha realizado un estudio macro y microestructural, así, se ha determinado el tamaño de los granos columnares de solidificación direccional y su morfología. En el caso de los lingotes se ha observado la gran influencia de los afinantes de grano.

Se han realizado ensayos de dureza Brinell para determinar las diferencias de las aleaciones en función del contenido en Zn. Para determinar la diferencia de dureza plástica entre las fases  $\alpha$  y  $\beta'$ , se han realizado ensayos de ultramicrodurezas. También se ha estudiado la fractografía de probetas ensayadas a tracción.





## Sumario

<b>RESUMEN</b>	<b>1</b>
<b>SUMARIO</b>	<b>3</b>
<b>1. GLOSSARIO</b>	<b>5</b>
<b>2. PREFACIO</b>	<b>6</b>
2.2. Origen del proyecto .....	6
2.3. Motivación .....	6
2.4. Requisitos previos .....	7
<b>3. INTRODUCCIÓN</b>	<b>9</b>
3.1. Objetivos del proyecto.....	9
3.2. Alcance del proyecto.....	9
<b>4. ESTADO DE LA TÉCNICA</b>	<b>10</b>
4.1. El cobre y sus aleaciones .....	10
4.1.1. Designación de las aleaciones.....	11
4.2. El latón.....	14
4.2.1. Breve historia .....	14
4.2.2. Características.....	15
4.2.3. Latones alfa .....	18
4.2.4. Latones beta .....	18
4.2.5. Latones alfa-beta .....	20
4.2.6. El latón al plomo .....	23
4.2.7. Aleaciones para forja.....	24
4.2.8. Aleaciones para colada .....	25
4.3. Producción por colada continua.....	25
4.3.1. Estado actual de la técnica .....	26
4.3.2. Control de la presión en el horno .....	28
4.3.3. Molde de acomodamiento “estacionario” .....	30
4.3.4. Subministro automático de agua refrigerante.....	31
4.3.5. Control del proceso .....	31
4.3.6. Agitación electromagnética .....	32
<b>5. PRODUCCIÓN EN LA EMPRESA BMB</b>	<b>34</b>
<b>6. MÉTODOS EXPERIMENTALES</b>	<b>36</b>
6.1. Material experimental.....	36



6.1.1. Barra redonda.....	36
6.1.2. Lingotes .....	38
6.2. Preparación de muestras.....	39
6.2.1. Preparación probetas provenientes de la barra redonda.....	39
6.2.2. Preparación probetas provenientes del lingote .....	43
6.3. Técnicas experimentales .....	44
6.3.1. Microscopia .....	44
6.3.2. Ensayo de tracción.....	45
6.3.3. Ensayos de dureza Brinell (HBW) .....	46
6.3.4. Ensayos de ultramicrodureza (HU).....	46
<b>7. RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....</b>	<b>53</b>
7.1. Análisis micro y macroestructural .....	53
7.1.1. Reacción peritética .....	54
7.1.2. Precipitación Widmanstätten .....	55
7.1.3. La presencia de plomo.....	58
7.1.4. Periferia de la barra redonda .....	59
7.1.5. Efecto del afino de grano .....	63
7.1.6. Efecto del proceso de extrusión de la barra redonda .....	65
7.1.7. Inclusiones.....	66
7.2. Caracterización mecánica.....	68
7.2.1. Durezas .....	68
7.2.2. Ensayo de tracción.....	72
7.2.3. Fractografía .....	72
<b>CONCLUSIONES .....</b>	<b>75</b>
<b>VIABILIDAD ECONÓMICA .....</b>	<b>76</b>
<b>IMPACTO MEDIOAMBIENTAL .....</b>	<b>79</b>
<b>AGRADECIMIENTOS .....</b>	<b>80</b>
<b>BIBLIOGRAFIA .....</b>	<b>81</b>
Referencias bibliograficas .....	81
Bibliografía complementaria .....	83
<b>ANNEXO .....</b>	<b>84</b>
1. Ultramicrodurezas de las probetas sin atacar.....	84



## 1. Glossario

BMB	BCN Metal Brass
EDS	Espectroscopia de energía dispersada de rayos X (del inglés, Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy)
OM	Microscopia Óptica (del inglés, Optical Microscopy)
SEM	Microscopia Electrónica de barrido (del inglés, Scanning Electron Microscopy)
UNS	Sistema Unificado de Numeración (del inglés, Unified Numbering System)
ASTM	Sociedad Americana de Ensayos de Materiales (del inglés, American Society for Testing Materials)
ISO	Organización Internacional de Normalización (del inglés, International Organization for Standardization)
CEN	Comité Europeo de Normalización (del francés, Comité Européen de Normalisation (CEN))
DIN	Instituto de Normalización Alemán (del alemán, Deutsches Institut Für Normung)
EN	Norma Europea
HBW	Dureza Brinell con bola de Wolframio
FCC	Estructura cristalina cúbica centrada en las caras (del inglés, Face-Centered Cubic)
BCC	Estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (del inglés, Body-Centered Cubic)



## 2. Prefacio

### 2.2. Origen del proyecto

El “Centre d’Aliatges Lleugers i Tecnologies de Superfície”, CDAL-UPC, en colaboración con la empresa BMB (BCN Metal Brass) adquiere nuevos conocimientos en el campo de las aleaciones de cobre.

El presente proyecto es la base inicial para mejorar el conocimiento de los productos conformados por colada continua y mediante un adecuado estudio de las aleaciones de latón que actualmente se están produciendo. Las referencias correspondientes a este campo de investigación son muy antiguas, ya que estos temas han sido poco estudiados en los últimos años.

El objetivo final de la colaboración es la producción de barra hueca de latón por colada continua como materia prima para la producción de trefilería hueca. No existe en Europa, ni se tiene noticia en otros continentes, de la existencia de plantas de este tipo aplicadas a latones. En cambio si se utiliza esta técnica de producción de barra hueca en el caso del cobre [1].

La producción de barra hueca pretende eliminar la etapa de agujereado por extrusión de la barra redonda. También facilitará la obtención de productos con mayor integridad estructural y contribuirá a la reducción de volumen de virutas en las diferentes etapas de fabricación, así como de defectos y fallos de producción. En consecuencia, permitirá disminuir el consumo de energía y herramientas.

Está previsto que los siguientes pasos sea la simulación por elementos finitos, del proceso de solidificación, utilizando el programa ProCast. Además del diseño de nuevos moldes, con objeto de optimizar las variables del proceso de producción, y mejorar la microestructura y el acabado superficial de los productos para facilitar las operaciones de conformado.

### 2.3. Motivación

Contribuir al conocimiento de los procesos de conformación de latones por colada continua y promover el desarrollo de nuevas aleaciones y productos conformados por esta tecnología.

Se pretende contribuir al desarrollo tecnológico de estos procesos de conformación por colada continua. Para ello, se tratará de mejorar el diseño de moldes utilizando programas de simulación por elementos finitos, que permita prever las condiciones de proceso.



El CDAL en colaboración con la empresa BMB, tienen por objetivo promover la investigación y el desarrollo de nuevas tecnologías para mejorar la capacidad productiva de la empresa.

## **2.4. Requisitos previos**

El proyecto cuenta con los conocimientos empíricos de la empresa adquiridos a lo largo de su actividad profesional a lo largo de 25 años. BMB con su propio laboratorio y con personal especializado que permite la verificación continua del producto para asegurar la calidad del mismo así como la confirmación de la aleación empleada según demanda de sus clientes.

El Centro CDAL por su parte aporta conocimientos y experiencia en procesos de conformación, caracterización y análisis de fallos de componentes metálicos. El estudio teórico y experimental de este proyecto se realiza en el CDAL, en los laboratorios de la “Escola Politècnica Superior d’Enginyeria de Vilanova i la Geltrú”.







## **3. Introducción**

### **3.1. Objetivos del proyecto**

El objetivo del proyecto es iniciar el estudio de los diferentes productos de latón obtenidos por colada continua en la empresa BMB, con el fin de desarrollar nuevas tecnologías para la producción de barra hueca de latón por colada continua. Estos podrán ser el semiproducto para la fabricación de tubos y perfiles huecos.

### **3.2. Alcance del proyecto**

El proyecto se enmarca en la caracterización del producto actual. Para ello se procede a:

- Caracterización de las diferentes fases presentes en los diferentes productos
- Estudiar el efecto de la composición en la microestructura y en la dureza de diferentes aleaciones alfa-beta.
- Estudio de los defectos producidos en el control del proceso de colada continua.



## 4. Estado de la técnica

### 4.1. El cobre y sus aleaciones

El cobre es usado por el hombre desde hace 10.000 años. Hoy en día, el cobre y sus aleaciones pertenecen al gran grupo de metales comerciales, detrás del acero y el aluminio, tanto en producción como en consumo. Sus características principales son la excelente conductividad térmica y eléctrica, inmejorable resistencia a la corrosión, fácil fabricación y buena resistencia a tracción y fatiga. Pueden ser soldadas por soldadura blanda y soldadura fuerte. Algunas aleaciones también pueden ser soldadas por gas, arco, y resistencia eléctrica [2].

Los elementos aleantes más usuales del cobre son cinc, estaño, aluminio, níquel y silicio. Otros elementos se alean en pequeñas cantidades para aumentar ciertas características, como pueden ser la resistencia a la corrosión o la maquinabilidad. El cobre y sus aleaciones se dividen en nueve grandes grupos:

- Cobres, con un mínimo de 99,3% Cu.
- Aleaciones de alto cobre, contienen hasta un 5% de elementos aleantes. Los elementos aleantes pueden ser Be, Cd o Cr. Estas aleaciones mantienen la estructura cúbica centrada en las caras ( $\alpha$ ) del cobre y sus propiedades físicas, pero aumentan ligeramente la resistencia a tracción y la estabilidad térmica.
- Aleaciones de cobre-cinc (latones), contienen hasta un 42% Zn. Mantienen la buena resistencia a la corrosión y deformabilidad del cobre pero son considerablemente más duras.
- Aleaciones de cobre-estaño (bronces fosforados), contienen hasta un 10% Sn y 0,2% P. La solución sólida se caracteriza por tener más resistencia a tracción que los latones, pero a la vez disminuye la elongación.
- Aleaciones de cobre-aluminio (bronces de aluminio), contienen hasta un 10% Al. Se usan por su elevada resistencia a tracción, mayor que los bronce fosforados.
- Aleaciones de cobre-silicio (bronces de silicio), contienen hasta un 3% Si.
- Aleaciones de cobre-níquel, contienen hasta un 30% Ni.



- Aleaciones de cobre-cinc-níquel (metal blanco), contienen hasta un 27% Zn y 18% Ni.
- Aleaciones especiales, contienen elementos de aleación para aumentar propiedades específicas o características, como por ejemplo, la maquinabilidad.

#### 4.1.1. Designación de las aleaciones

La designación del cobre y las aleaciones de cobre forman parte del “Unified Numbering System” (UNS) para metales y aleaciones, normalizado por “American Society for Testing and Materials” (ASTM) y la “Society of Automotive Engineers” (SAE). Pero el sistema de denominación más antiguo es el desarrollado por “Copper Development Association” (CDA), actualmente todavía utilizado [2].

##### **Sistema UNS:**

El cobre y las aleaciones de cobre se designan por 5 dígitos numéricos precedidos de la letra “C”. En realidad este sistema añade dos dígitos a la designación de CDA. Por ejemplo, latón libre de mecanizado en CDA se denomina con el número: 360, y en sistema UNS: C36000.

El sistema UNS clasifica el cobre en dos grandes grupos. Aleaciones para forja, denominadas entre C10000 y C79999, y aleaciones para colada denominadas entre C80000 y C99999. En los dos casos se clasifican en familias como: cobres, aleaciones de alto contenido en cobre, latones, bronce, cupro-níqueles y níquel-plata. Las aleaciones que no se encuentran en estos casos se clasifican como “otras aleaciones de cobre-cinc” en aleaciones para forja y “aleaciones especiales” en aleaciones para colada.

Las aleaciones de cobre también se describen por sus estados metalúrgicos, que vienen definidos por sus condiciones metalúrgicas, tratamiento térmico y/o el método de colada. Las aleaciones de cobre pueden presentar endurecimiento mecánico, ya sea por trabajo en frío o por tratamiento térmico. Y también pueden presentar reblandecimiento si son conformadas en caliente o cuando el efecto del trabajo en frío, y/o el tratamiento térmico han sido eliminados por un recocido posterior.

Los estados metalúrgicos de las aleaciones de cobre se definen en ASTM B 601, “Standard Practice for Temper Designations for Copper and Copper Alloys Wrought and Cast”. Esta norma establece un sistema alfanumérico para designar los estados metalúrgicos de los productos [3][1].



### Sistema ISO:

La Organización Internacional de Normalización (ISO) describe el sistema composicional en ISO 1190 Part1. Se basa en los símbolos de los elementos de aleación puestos en orden decreciente del porcentaje. Por ejemplo: CuZn39

### Sistema CEN:

El sistema ISO es difícil de manejar cuando se tratan de aleaciones complejas, por eso en Europa se ha formulado un nuevo sistema de numeración, por el “Comité Européen de Normalisation” (CEN). CEN/TC 132 describe un sistema de seis dígitos alfa-numéricos (Tabla 4.1). La primera letra es: “C”, que indica aleación de cobre. La segunda letra indica el estado del material: “W” para material de forja, “C” para colada (“B” en forma de lingotes) y “M” para aleación madre. Los tres números siguientes se usan para identificar el material, el rango va de 001 a 999, y finalmente la última letra se usa para identificar la clasificación individual del grupo [2].

Tabla 4.1 Designaciones de las aleaciones de cobre según la norma CEN/TC 132 [2].

Grupo de material	Rango de designaciones alfa-numéricas.
Cobre	001-049A
	050-099B
Aleaciones de cobre de baja aleación (menos del 5% de aleantes)	100-149C
	150-199D
	200-249E
Aleaciones de cobre (más del 5% de aleantes)	250-299F
	300-349G
Aleaciones de cobre-aluminio	350-399H
Aleaciones de cobre-níquel	400-449J
Aleaciones de cobre-níquel-cinc	450-500K
Aleaciones de cobre-estaño	500-549L
	550-599M
Aleaciones de cobre-cinc binarias	600-649N
	650-699P



Aleaciones de cobre-cinc complejas	700-749R
	750-799S
Material de cobre no normalizado por CEN/TC 133	800-999

Las designaciones de estado metalúrgico según la norma CEN/TC 133 usan un sistema similar al ya establecido por “Deutsches Institut Für Normung” (DIN) indicando el mínimo valor de propiedades específicas. Las letras para las propiedades se muestran en la Tabla 4.2.

Tabla 4.2 Designaciones de las propiedades mecánicas [2]

A	Alargamiento
B	Límite elástico a flexión
G	Tamaño de grano
H	Dureza
M	Estado bruto de fabricación, sin propiedades mecánicas específicas
R	Resistencia a tracción
Y	Límite elástico



## 4.2. El latón

### 4.2.1. Breve historia

La metalurgia del latón es casi tan antigua como la del cobre, en el último milenio se considera una aleación ingenieril, por sus aplicaciones industriales. Los egipcios representaban el cobre y sus aleaciones con el símbolo de vida eterna ♀ por sus propiedades de larga durabilidad. El latón, aleación de cobre y cinc, se empezó a usar con el fin de obtener el color dorado.

Los romanos usaban el latón, denominado “aurichalcum” en sus cascos de color oro. El contenido de cinc era entre el 11% y el 28% para obtener colores decorativos. Para los trabajos de ornamento, el metal debía ser muy dúctil y la composición preferida era 18%. Actualmente se continúa utilizando en joyería con la aleación 80/20.

Antes del siglo XVIII, el cinc no se podía fundir ya que requiere 420°C. Ante la ausencia de cinc natural, se obtuvo latón mezclando tierra de calamina ( $\text{ZnCO}_3$ ) con cobre y calentando la mezcla en un crisol. El calor era suficiente para obtener latón.

En la época Medieval se popularizó en los monumentos de las iglesias. Este latón contenía de 23-29% de cinc, con pequeñas adiciones de plomo y estaño.

Debido a su facilidad de manufactura, el mecanizado y la resistencia a la corrosión, el latón se convirtió en la aleación estándar para los instrumentos precisos de relojes e instrumentos de navegación. La invención del cronómetro por parte de Harrison en 1716 fue posible entre otras circunstancias gracias al latón.

Con la llegada de la Revolución Industrial la producción de latón fue más importante. En 1738, William Champion obtuvo una patente por la destilación de la calamina con carbón vegetal. Esto dio un impulso en la producción de latón en Bristol dónde se producían cables y platos.

En 1832 con la invención del latón Muntz 60/40, fue posible abaratar el latón. Con el avance de las comunicaciones por agua, el centro del comercio se movió a Birmingham para estar cerca del abastecimiento de hidrocarburos y para facilitar la distribución. Entonces, en 1894, Alexander Dick inventó la extrusión, que revolucionó la producción barata de rodillos de buena calidad. Los desarrollos tecnológicos han permitido ofrecer a los clientes buena calidad y gran producción. [4]



#### 4.2.2. Características

El latón es una aleación de cobre, y cinc como elemento principal. Es probablemente la aleación más usada de base cobre. Mantiene la buena resistencia a la corrosión y deformabilidad del cobre, pero con un aumento considerable de la resistencia a tracción debido al cinc [2]. Las propiedades mecánicas dependen principalmente del contenido de cinc, pero estas pueden modificarse con otros elementos como el plomo, estaño, manganeso, aluminio, hierro, silicio, níquel, arsénico, con el fin de mejorar ciertas propiedades como es la resistencia a tracción, la maquinabilidad o la resistencia a la corrosión. [4]

La estructura cristalina del cobre es cúbica centrada en las caras y la del cinc es hexagonal compacta, en consecuencia, la solubilidad del cinc en el cobre no puede ser completa. Pero, la diferencia de tamaño de ambos átomos es sólo del 4%, permitiendo así una gran solubilidad.

La diferencia de tamaño entre los átomos de cobre y los átomos de soluto predicen la resistencia a tracción de la solución sólida. Cuánto mayor es la diferencia de tamaño, mayor es la resistencia a tracción, pero esto también limita la solubilidad. Los solutos con la mejor combinación entre: diferencia de tamaño y solubilidad, tienen mejor resistencia a tracción. Una de las mejores combinaciones que presenta el cobre es con el cinc (Tabla 4.3) [2].

Tabla 4.3 Entre el cobre y su soluto, diferencia de diámetro y solubilidad [2].

Soluto	Diferencia de tamaño del diámetro aproximado de los átomos	Solubilidad aproximada en el cobre % peso.
Oxígeno	+113	0
Berilio	+14	2
Aluminio	-11	9
Silicio	+9	5
Fósforo	+70	2
Níquel	+2	100
Cinc	-4	39
Arsenio	+2	8



Plata	-11	8
Cadmio	-14	3
Estaño	-15	15
Antimonio	-12	11
Oro	-11	100
Bismuto	-18	0
Plomo	-27	0

Los latones comerciales contienen aproximadamente entre un 5 y 50% de cinc. Por debajo del 35% de Zn, el cinc se disuelve en el cobre formando una solución sólida sustitucional de composición uniforme, estructura monofásica denominada fase  $\alpha$  (Fig. 4.1). Al aumentar el contenido de Zn es estable una nueva solución sólida más rica en Zn, denominada fase  $\beta$ . Entre el 35% y 45% de Zn coexisten las dos fases,  $\alpha$  y  $\beta$ , son los denominados latones dúplex o alfa-beta [4].





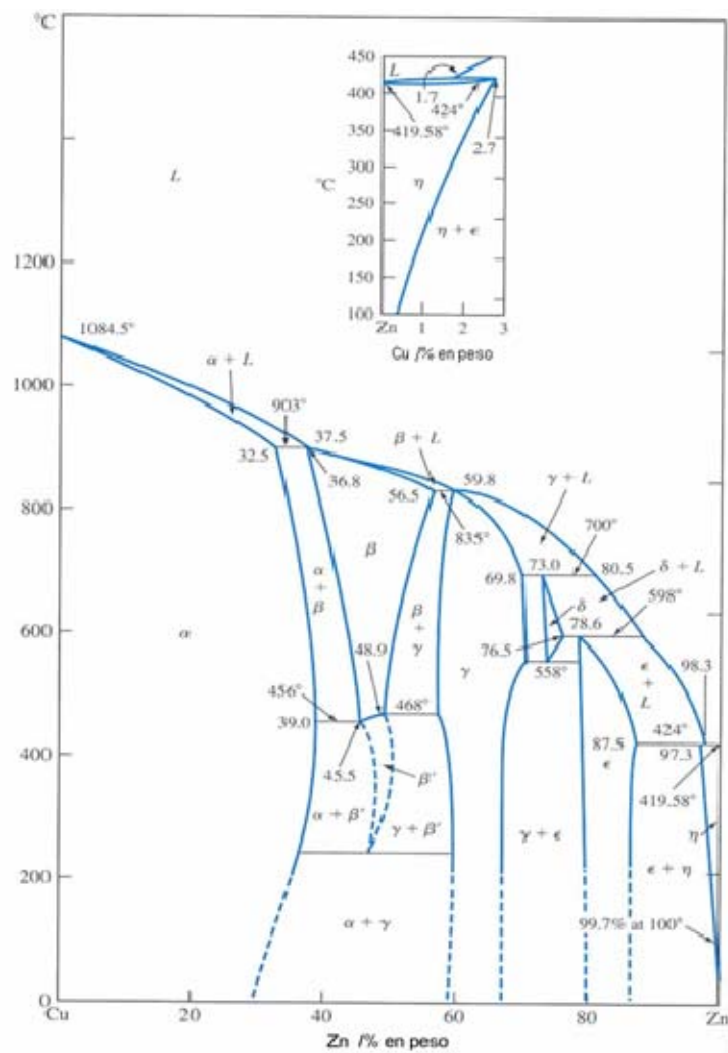


Fig. 4.1 Diagrama de fases Cu-Zn [2].

El diagrama de fases Cu-Zn se caracteriza por tener: dos fases terminales ( $\alpha$  y  $\eta$ ) y cuatro fases intermedias ( $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  y  $\epsilon$ ). Presenta cinco puntos peritéticos invariantes y un punto eutectoide de la región de la fase intermedia  $\delta$  (Fig. 4.1).

El dominio de existencia de la fase  $\beta$  puede verse extendido o disminuido por el resto de elementos de aleación de los latones. La siguiente expresión determina el Cu equivalente teniendo en cuenta la influencia de los diferentes elementos en este sentido [6]:

$$Cu_{equiv} = Cu \frac{100}{100 + \sum_i x_i (k_i - 1)} \quad (\text{Ec. 4.1})$$



Donde  $x_i$  es la concentración en peso del elemento  $i$  y  $k_i$  el coeficiente de equivalencia de dicho elemento. Los elementos con  $k > 1$  estabilizan la fase  $\beta$ , y los elementos con  $k < 1$  ejercen el efecto contrario.

Los coeficientes  $k$  para los distintos elementos son:

Ni = -1,2; Co = -1; Pb = 0; Mn = 0,5; Cd = 0,7; Fe = 0,9; Sn = 2; Al = 6; Si = 10

Los elementos de adición afectan a la estructura y las propiedades de los latones  $\alpha$ - $\beta$ . El aluminio aumenta la resistencia a tracción máxima, la dureza y los efectos de la transformación de fases. Además el aluminio aumenta la resistencia a corrosión al formar una película de  $Al_2O_3$  en la superficie. El hierro aparentemente es insoluble en las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , pudiendo presentarse en forma de siliciuros. Las partículas de hierro aumentan la nucleación y recristalización y retarda el crecimiento de los granos, en este caso favorece el afino de grano. El silicio aumenta la resistencia a corrosión, la resistencia al desgaste, también aumenta la deformabilidad en frío y en caliente. El manganeso aumenta el límite elástico, la ductilidad y la resistencia a tracción. El níquel disminuye la tendencia de los latones a tener corrosión bajo tensión. Por último el plomo es un elemento particular que precipita a lo largo de los límites de grano debido a su baja temperatura de solidificación, es necesario para aumentar la maquinabilidad de los latones [6] .

#### 4.2.3. Latones alfa

Los latones alfa, también denominados latones de trabajo en frío “cold working brasses”, contienen un mínimo del 63% de cobre y cristalizan en el sistema cúbico centrado en las caras. Se caracterizan por tener gran ductilidad a temperatura ambiente, y puede ser deformado por laminación, embutición, cizallado, doblado de chapa, estirado de chapa, hilado, y laminado de rosca.

El mejor latón alfa es el conocido como 70/30 o bien latón “cartridge”, CuZn30. Este latón tiene la combinación óptima de propiedades como resistencia a tracción, ductilidad, por eso es apto para trabajos en frío. Los fabricantes menos exigentes demandan aleaciones con mayor contenido de cinc (más económicas) como CuZn36, esta aleación no es tan dúctil como CuZn30, pero las propiedades mecánicas son similares. Se adecuan perfectamente a todas las operaciones de trabajo en frío [4] .

#### 4.2.4. Latones beta

En la Fig. 4.1 se observa que la fase  $\beta$  esta centrada en el diagrama Cu-Zn. La fase beta es estable entre el 39% y el 55% de Zn a 800 °C. Este rango decrece entre el 45% y el 49% de Zn a la temperatura de 500 °C.



En la Fig. 4.1 se observa que la fase  $\beta'$  a 250°C pasa a través de una reacción eutectoide, formando  $\alpha$  y  $\gamma$ . Pero los límites de esta reacción no están claros y se necesita mucho tiempo para iniciarse reacción. En consecuencia, la fase  $\beta'$  puede considerarse estable a 20 °C.

La solución sólida  $\beta$  cristaliza en el sistema cúbico centrado en el cuerpo (BCC). Por encima de 470 °C los átomos de cinc se localizan al azar en la red. A temperatura elevada la energía térmica hace vibrar los átomos, al enfriar el material los átomos de cinc se colocan en posiciones preferenciales.

Por debajo de la temperatura crítica (depende de la composición), los átomos se mantienen en la posición preferencial. Entonces la fase  $\beta$  se dice que esta ordenada (orden de largo alcance) y forma una superred. Esta fase ordenada se denomina  $\beta'$ . La estructura cristalina se muestra en la Fig. 4.2.

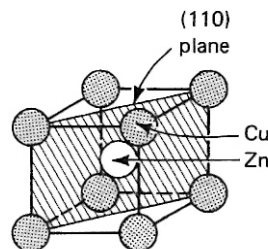


Fig. 4.2 de la fase  $\beta'$  para una composición equivalente de átomos de cobre y cinc (alrededor del 49 wt% Zn). La celda unidad también se puede dibujar con el átomo de Cu en el centro y los átomos de Zn en las esquinas. [2]

La descripción del proceso del ordenamiento de la red cristalina es compleja y no se entiende bien en algunas aleaciones. En la Fig. 4.3 se pretende describir el proceso de ordenamiento de una aleación del 50% de Zn, cerca de la temperatura crítica. La energía térmica hace vibrar los átomos y permite el movimiento de los átomos de un sitio a otro de la red. Este desplazamiento ocurre mediante el movimiento de vacantes. Por debajo de la temperatura crítica las vibraciones de la red no son suficientemente fuertes para superar la energía de atracción entre el cobre y el cinc. Entonces la configuración es estable.

Las regiones ordenadas actúan como núcleo de ordenamiento para aumentar la región ordenada. Estas regiones ordenadas se denominan dominios. La fase ordenada crece a partir de la fase desordenada.



La perfección del ordenamiento de los dominios se refiere al grado de ordenamiento. Si todos los dominios están ordenados el grado de ordenamiento es  $S=1$ , si solo unos pocos átomos se ordenan el grado de ordenamiento ( $S$ ) esta entre 0 y 1. Cerca de los 250°C la fase  $\beta$  se unifica. Pero el grado de ordenamiento también esta influenciado por el tratamiento térmico [2].

Se tienen en cuenta dos características:

- Si el enfriamiento es rápido desde  $\beta$  sólo unos pocos átomos se podrán ordenar. Habrá muchos núcleos pero pocos átomos se habrán ordenado y no estarán los dominios en contacto, entonces la aleación estará localmente ordenada.
- Si el tamaño de los dominios es pequeño, habrá muchos límites de dominio, esto contribuirá en la resistencia a tracción.

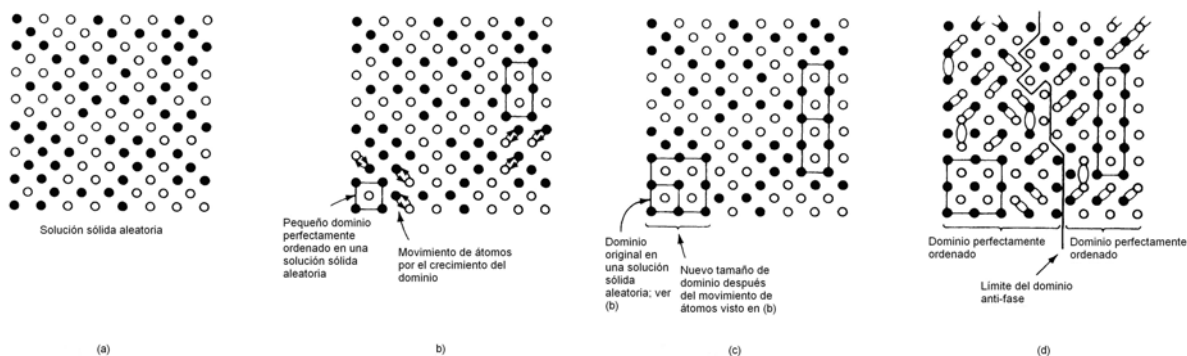


Fig. 4.3 Ilustración esquemática del posible mecanismo de formación de los dos dominios ordenados. El plano mostrado es (110) [2]

#### 4.2.5. Latones alfa-beta

Las aleaciones alfa-beta contienen entre el 38% y 42% de cinc. A diferencia de los latones alfa, la capacidad de ser deformados a temperatura ambiente es limitada. Por el contrario, estos trabajan bien a elevadas temperaturas, pueden ser extruidos en barras o secciones complejas, en macizo o con agujero, y forjados en caliente en matrices cerradas.

La presencia de fase beta en latones alfa-beta, dificulta el trabajo en frío. Las aleaciones alfa-beta también son resistentes a la tracción y con mayor porcentaje de cinc son más económicas que los latones alfa. Pero son más susceptibles a la corrosión por descincificación.



El rango de temperaturas para el trabajo en caliente está entre 650 °C y 750 °C, mientras la fase alfa está precipitando (Fig. 4.1). En el mecanizado la fase beta favorece la fragmentación de la viruta en partículas pequeñas y proporciona buenas propiedades mecánicas.

Estos latones están disponibles en barras extruidas, redondas y perfiles, abarcan un amplio rango de componentes y accesorios; accesorios para tubería, grifos, válvulas de radiador, aparatos de gas, ventanas y puertas.

Las tolerancias se mantienen durante la manufactura, minimizando así la necesidad de mecanizado durante la producción final del componente. Así se reduce la generación de virutas ahorrando costes en el mecanizado [7].

La adición de plomo en estas aleaciones hace que durante el mecanizado se produzcan pequeñas virutas fáciles de eliminar de la superficie mecanizada así se mejora la maquinabilidad.

El latón presenta buena relación entre durabilidad y coste. Los latones presentan las siguientes propiedades físicas [4][5]:

- Resistencia a tracción: se mantiene a temperaturas alrededor de 200°C pero disminuye un 30% a 300°C. A temperaturas criogénicas las propiedades mecánicas se mantienen o aumentan ligeramente ver Fig. 4.4.

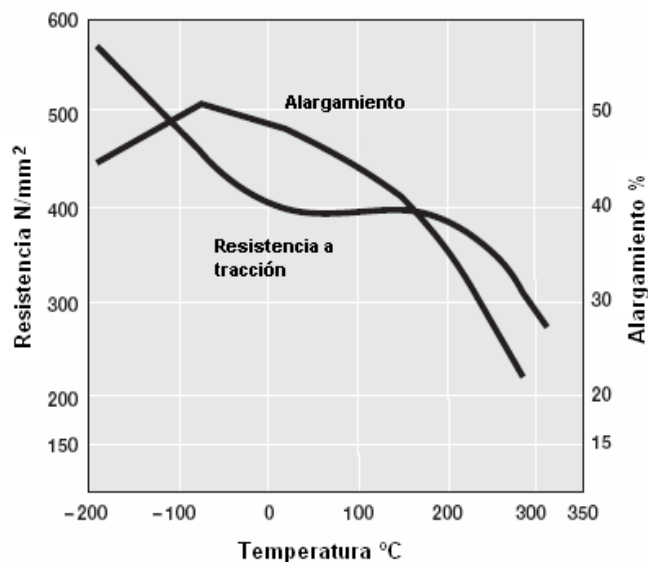


Fig. 4.4 Efecto de la temperatura en las propiedades mecánicas en CW614N [4]



- **Ductilidad y deformabilidad:** Si el contenido de cobre es superior al 63%, tiene gran deformación a temperatura ambiente, se usa en la manufactura de componentes complejos. Si el contenido de cobre es inferior al 63% y no hay otros elementos de aleación que influyan, a temperatura ambiente, la ductilidad se reduce. Pero estas aleaciones se pueden deformar en caliente.
- **Maquinabilidad:** Todos los latones tienen buena maquinabilidad, es una propiedad intrínseca, pero al añadir pequeñas cantidades de plomo, aumenta esta propiedad. En este caso, el rango de maquinabilidad de los latones se juzga a partir del latón fácil de mecanizado “free-machining brass” (CW614N). Este latón tiene el 100% de maquinabilidad respecto a los otros latones. Esta propiedad disminuye directamente los costes al tener alta velocidad y bajo consumo de herramienta. Las tolerancias se mantienen durante la producción y el acabado superficial es excelente.
- **Resistencia a la corrosión:** Los latones tienen excelente resistencia a la corrosión, económicamente es la primera opción para muchas aplicaciones. Con la exposición al aire libre se puede crear una fina película verde de carbonato cúprico, que frecuentemente es usada como elemento arquitectónico, pero queda afectado por un tiempo ilimitado. Al contrario de la oxidación del hierro o acero. En ambiente salino hay que procurar escoger aleaciones con adiciones de estaño (admiralty brasses). En los latones con un contenido en cinc superior al 15%, se produce descincificación, por eso se adiciona pequeñas cantidades de arsénico a las aleaciones alfa para ser más resistente a la descincificación [13].
- **Conductividad:** Los latones tienen buena conductividad eléctrica y térmica, marcadamente superior a aleaciones férreas, base níquel y titanio. La combinación de buena conductividad y buena resistencia a corrosión, hace que sean una buena opción para el equipamiento eléctrico. También se aplican en condensadores y en intercambiadores de calor.
- **Resistencia al desgaste:** La presencia del plomo en el latón proporciona un efecto lubricante. Debido a su alta resistencia al desgaste, se utiliza en platos, piñones y engranajes.
- **Resistencia a la chispa:** Los latones no chispean cuando son golpeados y son aptos para ambientes peligrosos.
- **Reciclable:** La utilización de chatarra de latón en la industria es esencial para su economía. Ésta se compra a más bajo precio, entonces la fabricación de latón es más barata. La chatarra se obtiene de productos de latón, de virutas o de recortes de



la estampación en caliente entre otros. En la obtención del nuevo material se utiliza un 40% de chatarra [13].

- Atractivo color: En los latones el color rojo del cobre cambia a un amplio rango de amarillos con la adición de cinc. Por eso, se usa en aplicaciones decorativas.
- Higiénico: Los latones restringen el crecimiento de microorganismos debido al contenido de cobre.

#### 4.2.6. El latón al plomo

El plomo es un elemento de aleación muy común, hasta un 3% se adiciona en latones alfa-beta para mejorar la maquinabilidad (Fig. 4.5). El plomo es insoluble en las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , pero está en forma de finas partículas esféricas (menos de  $5\mu\text{m}$ ) y distribuidas en forma discontinua y dispersa [8]. No tiene efecto en la resistencia a la corrosión, pero puede dar lugar al agrietamiento en el trabajo en caliente.

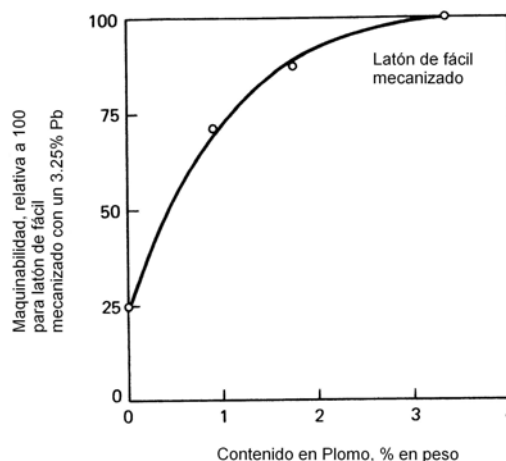


Fig. 4.5 Efecto del contenido de plomo en la maquinabilidad de los latones al plomo. [2]

Los latones de fácil mecanizado contienen alrededor del 39% de cinc y el 3% de plomo. El plomo se adiciona para mejorar la maquinabilidad (Fig. 4.6). Otros elementos como manganeso, estaño, aluminio, hierro, silicio y arsénico se usan para aumentar la resistencia a tracción y/o corrosión.



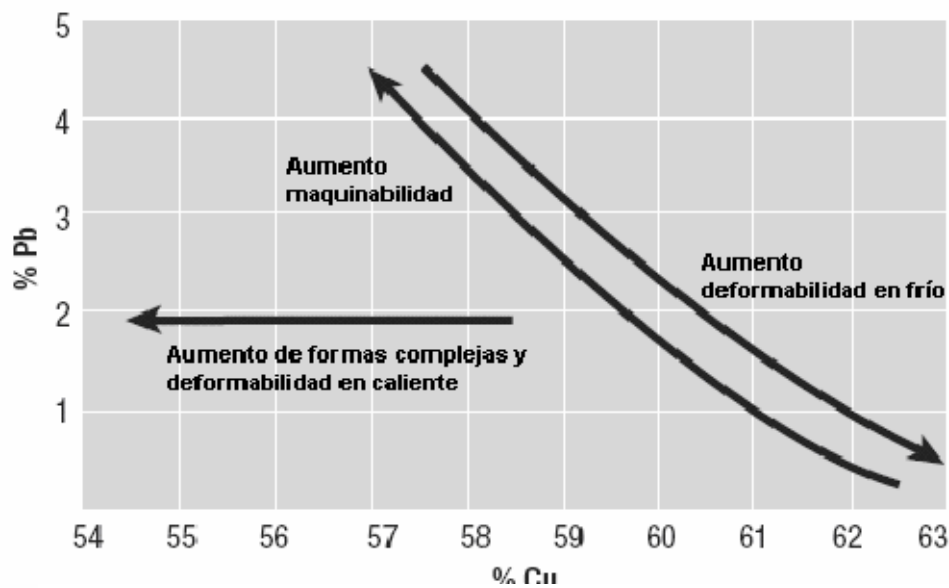


Fig. 4.6 Efecto de la adición de plomo en los latones [4].

Al mecanizar estas aleaciones, se forman pequeñas virutas que saltan de la herramienta (Fig. 4.7). Por otra parte el desgaste de la herramienta es mínimo (aumenta la vida en servicio), utiliza baja fuerza de corte, el acabado superficial de la pieza es excelente, [4] [8].



Fig. 4.7 Mecanizado de la aleación de fácil maquinabilidad produce finas virutas [4]

#### 4.2.7. Aleaciones para forja

Las aleaciones para forja comprenden la mayor familia de aleaciones ingenieriles. Se han reconocido más de 275 aleaciones. Se caracterizan por tener buena conductividad y resistencia a la corrosión. Además tienen buena combinación de propiedades físicas y mecánicas.





Se identifican por la forma, el estado metalúrgico y la composición. Estos latones se clasifican entre C10000 y C79999.

#### **4.2.8. Aleaciones para colada**

Se clasifican de C83300 a C87900 y de C89320 a C89940. Debido a su excelente colabilidad, relativo bajo coste y buena combinación entre resistencia a tracción y resistencia a corrosión, los latones han sido los más usados en procesos de colada.

Los latones estudiados pertenecen al grupo de latones amarillos al plomo “leaded yellow brasses” de C85200 a C85800, el contenido de cinc varía de 20% a 40% de Zn. La microestructura correspondiente a este rango de composiciones va desde la solución sólida  $\alpha$  y estructuras dúplex  $\alpha$ - $\beta$  a prácticamente toda fase  $\beta$ . Las propiedades varían en función de la cantidad de fase  $\beta$ , ya que afecta en la resistencia a tracción. La fase  $\beta$  disminuye ligeramente la ductilidad a temperatura ambiente, pero aumenta marcadamente la ductilidad a temperaturas cerca de sólidos.

La colabilidad es la aptitud de reproducir en detalle una superficie. La buena colabilidad normalmente se define como la facilidad que tiene una aleación a ser fundida sin técnicas especiales. Es función de las contracciones y el intervalo de solidificación y posterior enfriamiento.

### **4.3. Producción por colada continua**

La colada continua se define como el vertido continuo de metal fundido y solidificación de éste, en un molde abierto de grafito refrigerado por agua, y que determina la forma transversal (Fig. 4.8). La longitud del producto no está restringida por el molde.

Este proceso se puede realizar en colada horizontal o bien vertical. El metal fundido sale del horno de mantenimiento por debajo de la superficie del baño (Fig. 4.8). El material ya solidificado es refrigerado en el molde por agua, retirado por unos rodillos y finalmente cortado con las dimensiones adecuadas [9].

El producto de la colada continua es el billet, tiene forma circular de entre 76 y 406 mm de diámetro y un peso entre 45 kg y 1905 kg. Es obtenido para perforar o bien extruir para obtener productos tubulares, barras, barrotes y varias formas [11].



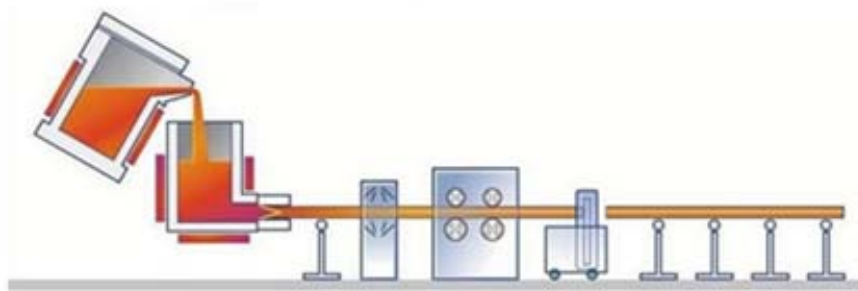


Fig. 4.8 Esquema del proceso de colada continua [12].

También se obtienen lingotes por colada continua que a diferencia de las barras redondas, se obtiene para refundir. Normalmente entre 23 Kg y 32 Kg, apto para cortar en piezas pequeñas [11].

#### 4.3.1. Estado actual de la técnica

La creciente demanda de productos de cobre y aleaciones de cobre, junto con el aumento de costes de la manufactura de metal, lleva a una competición global para [13]:

- Incrementar la productividad y la disponibilidad de las plantas.
- Optimización de productos de calidad y asegurar la calidad.
- Reducción de los costes de producción.

Estos objetivos representan un cambio en el proceso de colada, y afectan el primer paso de la cadena de producción de los productos de cobre y aleaciones de cobre. En consecuencia es necesario aplicar un equipamiento tecnológico económico y eficiente.

El proceso de la colada continua horizontal es adecuado para la producción de barras redondas de latón, ofrece suficientes oportunidades para fomentar el desarrollo. La empresa Demag Technica investiga y desarrolla esta técnica.

Actualmente las plantas de colada continua horizontal son capaces de producir barras redondas de hasta 400 mm de diámetro en una salida o varias.

Demag Technica ha desarrollado a lo largo de su historia dos tecnologías distintas para la producción de barras redondas de cobre y aleaciones de cobre por colada continua horizontal. En los años sesenta desarrolló un diseño de colada continua horizontal llamado *Computocast* (Fig. 4.9). Esta colada consiste esencialmente en un horno de inducción (1),



junto a él están los moldes (2), una unidad de enfriamiento secundario (3), para proteger la corriente de debajo contra el calor de la barra redonda, una unidad de arrastre (4), un proceso de control de cabina con visualización con cortadora (5), para cortar las barras en la longitud adecuada para la extrusión, y el rodillo transportador (6) para llevar las barras directamente a la extrusora (Fig. 4.9).

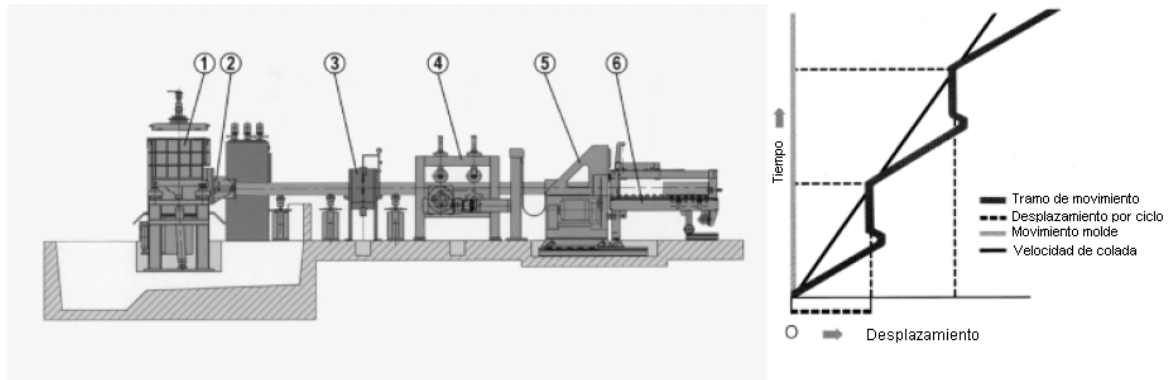


Fig. 4.9 Diseño de planta y retroceso esquemático del sistema COMPUTOCAST [13]

La tecnología de *computocast* se caracteriza por un movimiento de parada y retroceso cíclico de la barra. Esto evidencia que en cada retroceso cíclico consiste en un golpe, seguido por una o dos paradas.

Otra tecnología que fue desarrollada por la empresa Krupp, deriva del proceso de colada continua vertical. La tecnología *Hom-Tec* empezó en los años ochenta [14][15]. Es una planta muy parecida al sistema *Computocast*. La mayor diferencia entre los dos procesos es el tipo de movimiento de retroceso. Las barras retroceden pero con movimiento continuo a velocidad constante. El horno y el molde realizan un movimiento oscilatorio sinusoidal. Es el llamado HOM-TEC (Horizontal Oscillating Mould Technology). El método de retroceso y el intensivo enfriamiento secundario, es parecido a la colada continua vertical (Fig. 4.10).

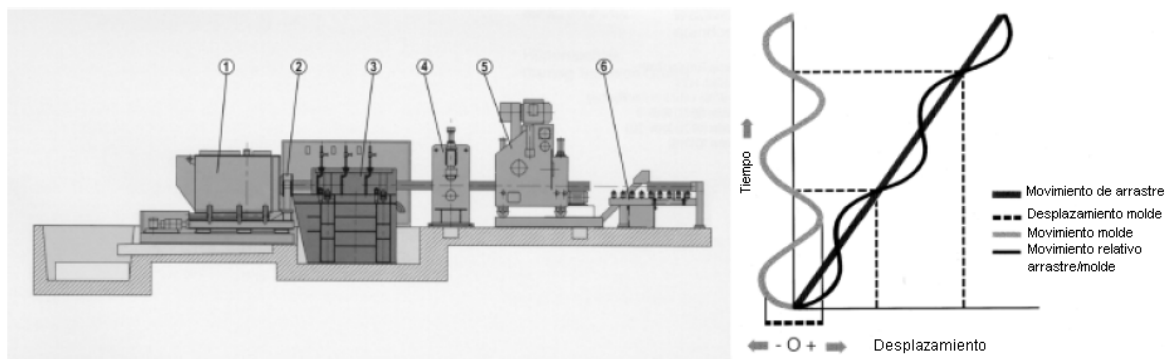


Fig. 4.10 Diseño de planta y esquema de retroceso del sistema HOM-TEC [13]



El movimiento se describe mediante la siguiente ecuación [14] [15]:

$$s = v \cdot t + a \cdot \sin(2 \cdot \pi \cdot f \cdot t) \quad (\text{Ec. 4.2})$$

donde  $s$  es el desplazamiento;  $v$  es la velocidad de salida;  $t$  es el tiempo;  $a$  es la amplitud; y  $f$  es la frecuencia.

#### 4.3.2. Control de la presión en el horno

Para producir coladas de alta calidad es necesario mantener constante la presión en el horno de mantenimiento. En los hornos tradicionales estas condiciones no se dan. En la Fig. 4.11 se muestra: (1) contenedor (2) el inductor y (3) el molde abierto. En este tipo de horno, la presión depende del nivel de metal fundido y éste cambia durante la colada. Esto lleva a fluctuaciones en la presión del metal al molde y da turbulencia en el rellenado del horno, que influye en la solidificación de la barra en calidad y seguridad de la operación [13].

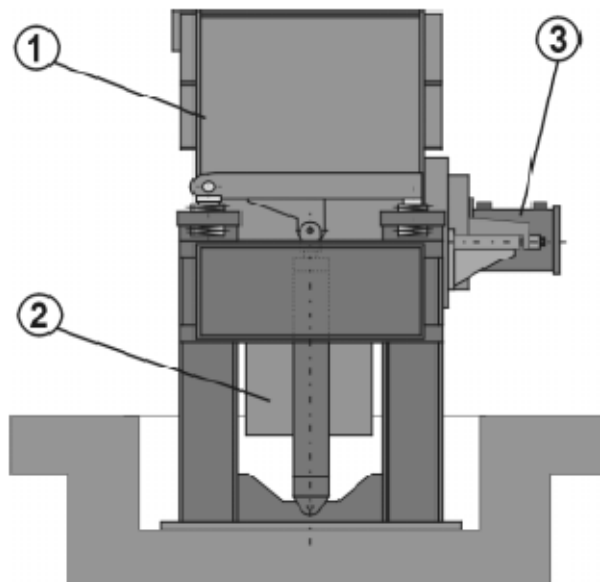


Fig. 4.11 Esquema de un horno de mantenimiento tradicional [13]



Demag Technica diseñó un horno de mantenimiento con tres cámaras para controlar la presión, éste elimina las restricciones del horno tradicional. El horno consta de la cámara de relleno, la cámara de presión y la cámara de colada. El inductor forma una parte separada entre la cámara de presión y la cámara de colada (Fig. 4.12).

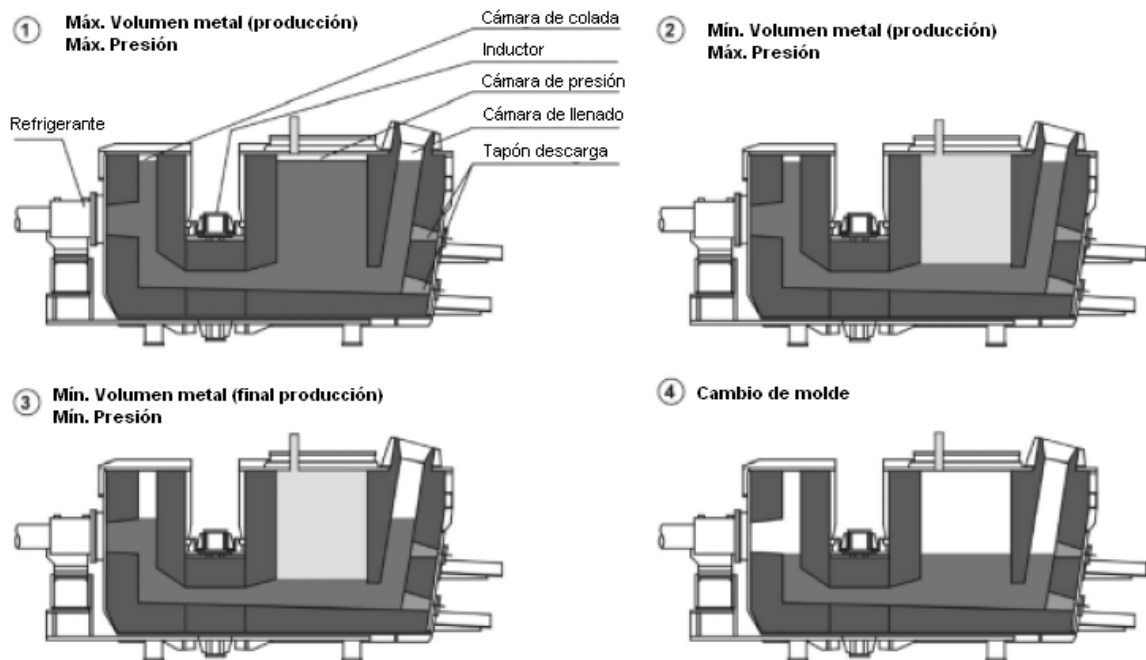


Fig. 4.12 Esquema de un horno de mantenimiento por control de la presión [13]

El metal fundido se vierte en la cámara de llenado hasta el nivel máximo, de tal forma llena las otras cámaras. Durante la colada el horno se vacía y para mantener constante el nivel de fundido por encima del molde, se inyecta gas a presión en la cámara de presión, así las tres cámaras se comportan como vasos comunicantes. Durante el relleno el gas se libera, de esta forma la presión se mantiene constante e independientemente del nivel de llenado.

Además esta técnica se caracteriza por la baja producción de escorias debido a que el metal fundido está protegido de la atmósfera por el gas. Además las inclusiones en el producto de colada se ven significativamente reducidas. A parte la turbulencia en el líquido durante el llenado no afecta la solidificación debido a la distancia entre el molde y la cámara de llenado.

Al final de la producción, el gas se elimina y el metal fundido se queda en niveles mínimos en las tres cámaras, por debajo del nivel del molde.

El horno de mantenimiento con control de presión tiene dos clavijas para el drenaje. Una en la parte superior para vaciar rápidamente el horno por debajo del nivel del molde. La otra válvula sirve para vaciar completamente el horno, por ejemplo cambiar la aleación o bien hacer mantenimiento del horno.



Este horno de mantenimiento por control de presión se ha aplicado a seis plantas de colada continua horizontal de Demag Technica y estan en operación desde hace muchos años.

#### 4.3.3. Molde de acomodamiento “estacionario”

Este molde se aguanta en un soporte de acero y éste se pone en el bastidor del horno de mantenimiento. Los refrigerantes convencionales por el contrario se encuentran unidos a la placa del horno con pernos. En el molde de acomodamiento solamente esta fiado en el soporte de acero y el conjunto puestos contra el horno. Hay un sellado flexible entre el molde y el horno (Fig. 4.13).

El beneficio de este molde es que las variaciones térmicas y mecánicas del frente del horno no afectan a la alineación del molde. La alineación asegura una óptima transformación y asegura una larga duración del los moldes de grafito.

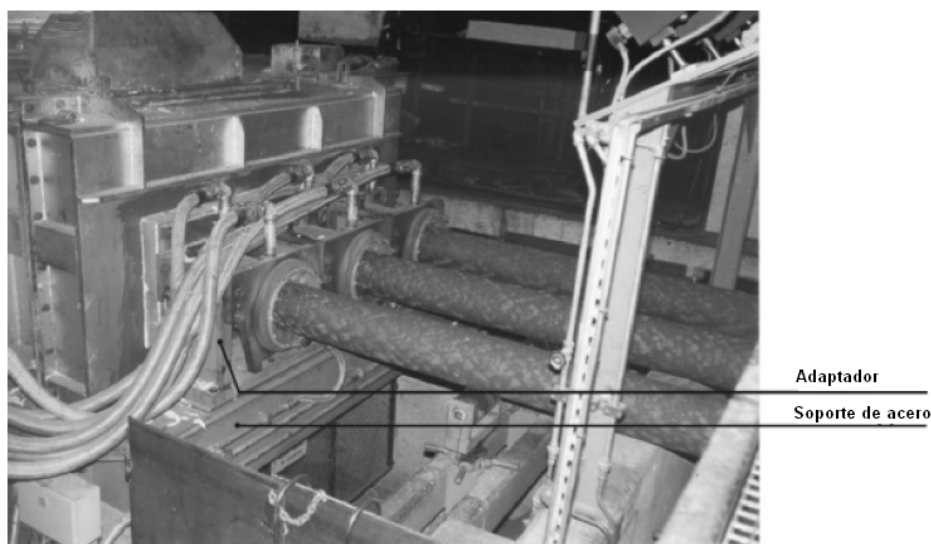


Fig. 4.13 Molde acomodamiento de control de presión [13]

Otro beneficio del molde de acomodamiento es el fácil y rápido cambio de molde y su alineamiento. Los moldes convencionales se alinean una vez está unidos por pernos en el horno de mantenimiento. Para esto todo el horno de mantenimiento se tiene que ajustar en lateralidad y altura. Esto sólo se puede realizar con una parada de la planta de colada.

En cambio con el molde de acomodamiento se puede alinear desde el exterior con el adaptador, que ya lleva el molde. De este modo el tiempo de parada se ve reducido. La preparación del molde sólo implica poner éste en el soporte de acero y colocar el conjunto en la placa del horno de mantenimiento.



#### **4.3.4. Subministro automático de agua refrigerante**

La cantidad de calor extraída de la barra, al solidificar éste por un enfriamiento indirecto a través del molde, se determina matemáticamente a través del producto del flujo de agua refrigerante y la diferencia de la temperatura del agua entre la entrada y la salida del molde.

La cantidad de calor extraída de la barra puede variar debido a la periodicidad del calentamiento del metal fundido en el horno de mantenimiento o cambios en la velocidad de colada.

La regulación del flujo de agua refrigerante normalmente se hace manual y es individual para cada salida del horno, éstas tienen que controlarse frecuentemente con el fin de mantener constantes las condiciones de enfriamiento y así obtener productos de calidad. Estas operaciones requieren gran atención del personal.

Existe un sistema de distribución de agua refrigerante que permite la regulación automática del flujo de agua en los moldes. La temperatura del agua refrigerante a la salida del molde sirve de valor para que actúen las válvulas de control automatizado de flujo. En el caso que la temperatura varíe, las válvulas monitorizadas abren o cierran automáticamente para corregir el flujo de agua. La particularidad es que cada barra tiene un regulador individual. Así se obtiene una producción de mejor calidad y al mismo tiempo se reducen los errores humanos.

#### **4.3.5. Control del proceso**

Actualmente el sistema del control de proceso en las plantas de colada continua se centra en el movimiento de retroceso y en el resto del equipo.

- El aumento en los costes de trabajo del proceso de colad automatizado va acompañado con un alto nivel de seguridad operacional.
- Todo el proceso debe estar archivado para adquirir la calidad de los estándares internacionales para la reproducibilidad y la transparencia del proceso de colada.
- Los parámetros de proceso deber estar disponibles en programas para facilitar y acelerar los frecuentes cambios de las aleaciones y/o secciones
- Junto con estos aspectos técnicos, los costes por el control del equipamiento represente un importante requerimiento.



Cada uno de los componentes del proceso de colada está controlado por un sistema de PLC que transmite datos al PC. En el panel de visualización se puede controlar el proceso monitorizado.

#### 4.3.6. Agitación electromagnética

Las aplicaciones industriales demandan cada vez más latones especiales con elevadas propiedades mecánicas y químicas. Para obtener estas propiedades, a los latones convencionales se añaden elementos de aleación como el aluminio, hierro, níquel, silicio y/o manganeso.

Pero algunos de estos latones altamente aleados tienen una fuerte segregación durante la colada continua. Esto puede afectar al proceso y la calidad final del producto.

La aplicación de la agitación electromagnética podría contribuir a mejorar la homogenización, afinamiento del grano, y a reducir los internos como poros o grietas.

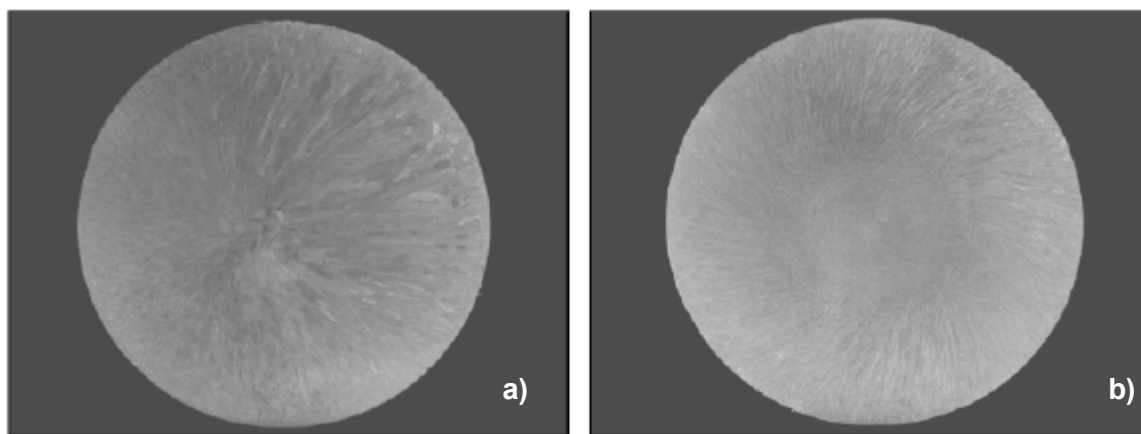


Fig. 4.14 Microestructura de la barra de cobre producida por colada continua. a) sin agitación magnética. b) con agitación magnética [13]

Las aleaciones de cobre normalmente solidifican muy rápido debido a su buena conductividad térmica. La unidad de agitación electromagnética se encuentra en coaxialidad con el refrigerante al lado del horno. En la Fig. 4.14 se muestran las microestructuras de dos barras de cobre de 220mm de diámetro. La primera sección pertenece a una barra sin agitación magnética, se observa que la microestructura se caracteriza por tener granos grandes y crecimiento dendrítico. La segunda sección muestra el mismo producto obtenido por agitación magnética. Esta microestructura revela que el tamaño de grano es uniforme en toda la sección. Los elementos de aleación están finamente distribuidos en la barra.





En posteriores estudios se ha demostrado la eficacia de éste método en tubos de cobre. Debido a su fina estructura y mayor homogeneidad, aporta mejores propiedades mecánicas como mayor resistencia a tracción y mejor calidad superficial (Fig. 4.15 y Fig. 4.16) [1].

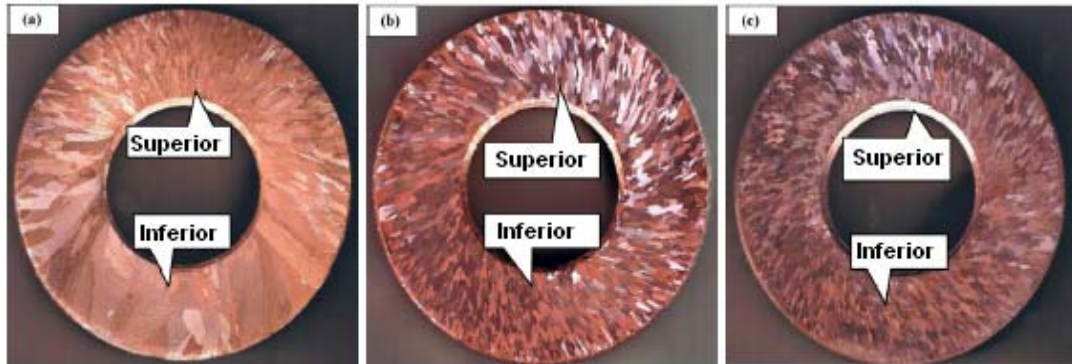


Fig. 4.15 Estructura de solidificación de tubos de cobre con y sin agitación electromagnética: (a)  $I=0A$ , (b)  $I=60A$ , (c)  $I=100A$  [1]

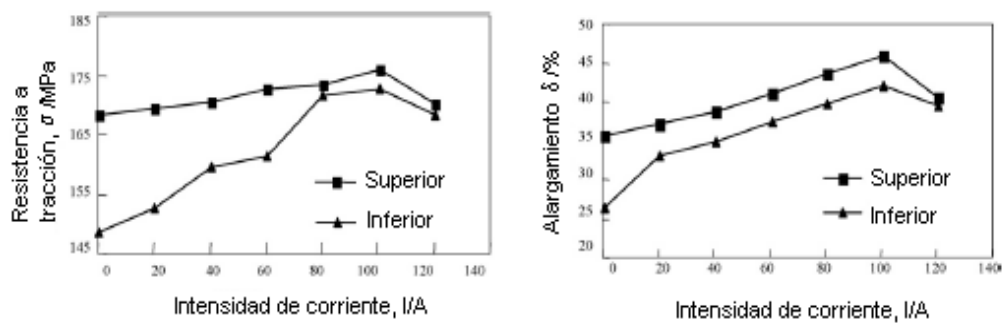


Fig. 4.16 Efecto de la intensidad de corriente en las propiedades mecánicas de los tubos de cobre. [1]



## 5. Producción en la empresa BMB

BCN Metalbrass, S.L. (BMB) es una empresa especializada en la producción de lingotes y barras redondas de latón por un proceso de colada continua. Estas barras son utilizadas por empresas dedicadas a la producción de distintos tipos de perfiles, tanto abierta como hueca. Los lingotes son refundidos posteriormente para la obtención de productos mediante procesos de moldeo.

La materia prima utilizada es chatarra de latón y de cobre, utilizándose cobre y cinc primarios para el ajuste de la composición de los productos (Fig. 5.1). De esta forma se obtienen barras redondas y lingotes de composición normalizada.

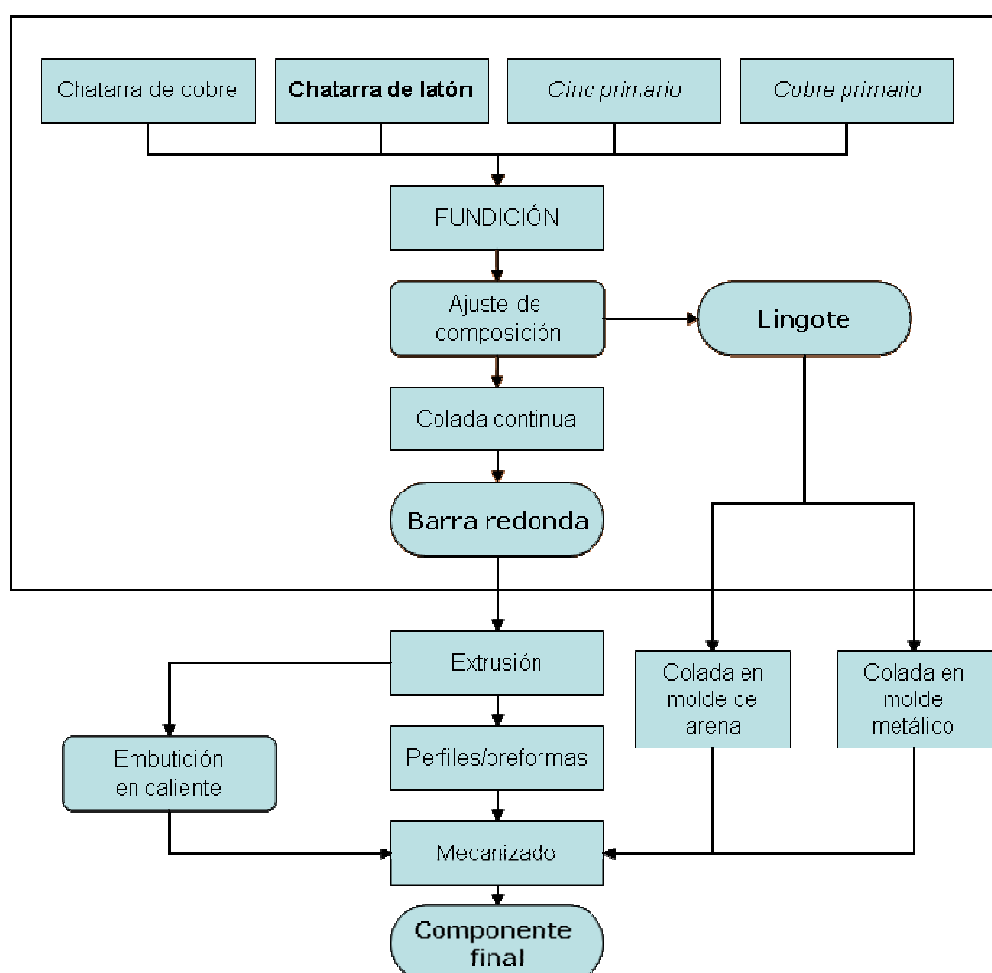


Fig. 5.1 Esquema de producción de latón



La chatarra utilizada proviene de recuperadores autorizados. Ésta primero pasa por un trómel para separar los elementos de mayor tamaño. Por inspección visual se separa la chatarra no deseada como son los elementos féreos. Posteriormente el material se quema para eliminar la suciedad. Después mediante un campo magnético se separan los elementos féreos que no se han separado por inspección visual y finalmente la chatarra pasa al horno de fusión.

La empresa dispone de dos hornos de inducción, y un horno de mantenimiento, situándose la temperatura de colada entre 970 °C y 1030 °C.

La barra redonda, obtenido por colada continua horizontal, es de sección circular de 105 mm o bien 130 mm de diámetro y 5000 mm de longitud.

El lingote también se obtiene por colada continua en molde de grafito refrigerado con agua (Fig. 5.2). En la lingotera el material se enfría hasta una temperatura que oscila entre los 400 °C y los 500 °C. El agua refrigerante entra a temperatura ambiente y sale a 60 °C. En el caso de la producción de lingotes, se añade al material fundido cuprozirconio y cuproboro como afinantes de grano, en una proporción de 200 g en 1500 kg de material fundido.

Los parámetros de proceso son aproximadamente:

- Temperatura de colada: 1026 °C
- Caudal de agua de refrigeración: 1200 l·h<sup>-1</sup>
- Diámetro de la barra redonda: 130mm
- Tamaño del lingote: 65x65mm
- Velocidad de extracción: 15cm·min<sup>-1</sup>



Fig. 5.2 Sistema de refrigeración del molde de grafito



## 6. Métodos experimentales

### 6.1. Material experimental

En la realización de este proyecto se han analizado probetas de diferentes aleaciones latones alfa-beta comerciales. Las conformaciones estudiadas son barras redondas y lingotes obtenidos por colada continua.

En el estudio se denominan a las aleaciones correspondientes a la barra redonda por la W y a las correspondientes al lingote por la letra B.

Se han estudiado las características metalográficas, así como propiedades mecánicas de dureza.

#### 6.1.1. Barra redonda

Las barras redondas son los semiproductos de aleaciones para forja (destinadas básicamente para extrusión). Se han estudiado 5 aleaciones de latones alfa-beta. La composición bajo norma se muestra en la Tabla 6.1.

Tabla 6.1 Aleaciones para barra redonda, según norma UNE-EN 12165 [16]

Aleación	Elemento /% en peso												
	Cu	Pb	Al	Fe	Ni	Sn	Si	Mn	P	Sb	Mg	Cr	Zn
<b>CW603N</b>	60-62	2,5-3,5	0,05	0,3	0,3	0,3	0,05	0,05	0,02	0,05	0,005	0,01	Resto
<b>CW614N</b>	57-59	2,5-3,5	0,05	0,3	0,3	0,3	0,05	0,05	0,02	0,05	0,005	0,01	Resto
<b>CW617N</b>	57-59	1,6-2,5	0,05	0,3	0,3	0,3	0,05	0,05	0,02	0,05	0,005	0,01	Resto
<b>CW618N</b>	57-59	1,6-3,0	0,05-0,5	0,3	0,3	0,3	0,05	0,05	0,02	0,05	0,005	0,01	Resto
<b>CW622N</b>	55-57	0,8-1,6	0,05-0,5	0,3	0,3	0,3	0,05	0,05	0,02	0,05	0,005	0,01	Resto



Tabla 6.2 Designación de las aleaciones estudiadas en diferentes sistemas [2]

CEN	ISO	British Standard	UNS
<b>CW603N</b>	CuZn36Pb3	CZ124	C36000
<b>CW614N</b>	CuZn39Pb3	CZ121Pb3	C38500
<b>CW617N</b>	CuZn40Pb2	CZ122	C38010
<b>CW618N</b>	CuZn40Pb2Al	-	-
<b>CW622N</b>	CuZn43Pb1Al	-	C38000

Las muestras estudiadas presentan la composición mostrada en la Tabla 6.3, según análisis químico efectuado por BMB.

Tabla 6.3 Composición de las aleaciones estudiadas

Aleación	Elemento /% en peso													
	Cu	Pb	Al	Fe	Ni	Sn	Si	Mn	P	Sb	Mg	Cr	Zn	Zn <sub>eq</sub>
<b>CW603N</b>	61,24	2,71	0,02	0,2	0,01	0,15	0	0	0,02	0,02	0	0	35,61	37,15
<b>CW614N</b>	57,45	3,11	0	0,18	0,09	0,22	0	0	0	0,02	0	0	38,92	40,69
<b>CW617N</b>	57,64	2,67	0	0,12	0,04	0,2	0	0,01	0	0,01	0	0,01	39,29	40,82
<b>CW618N</b>	57,57	1,97	0,18	0,16	0,06	0,18	0,01	0,02	0	0,02	0	0,02	39,82	41,86
<b>CW622N</b>	55,81	1,37	0,26	0,2	0,08	0,17	0,01	0,02	0	0,02	0	0,02	42,05	44,16

Las muestras recibidas corresponden a una sección transversal de la barra redonda de 105mm de diámetro (Fig. 6.1).

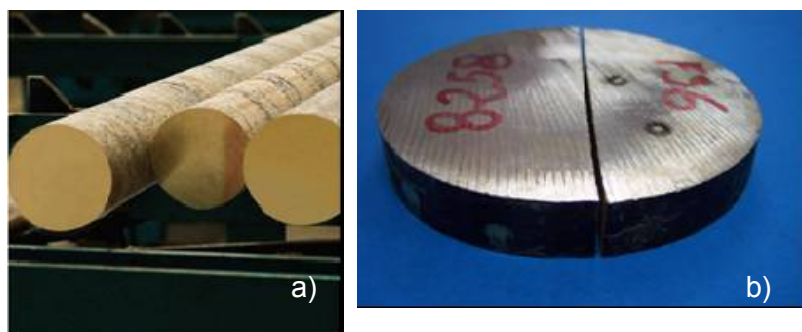


Fig. 6.1 Aspecto barra redonda. a) Producto final b) Muestra recibida



### 6.1.2. Lingotes

Los lingotes son los semiproductos para colada, destinados a refundir. La composición bajo norma se muestra en la Tabla 6.4. Se caracterizan por tener Al y Fe como elementos aleantes y más impurezas que los barra redondas. La diferente designación se muestra en la Tabla 6.5 y en la Tabla 6.6 se muestra la composición de las aleaciones según el análisis realizado por BMB.

Tabla 6.4 Composición normalizada, según norma UNE-EN 1982 [17]

Aleación	Elemento /% en peso												
	Cu	Pb	Al	Fe	Ni	Sn	Si	Mn	P	Sb	Mg	Cr	Zn
<b>CB753S</b>	58-60	1,8-2,5	0,4-0,8	0,5-0,8	0,5-1,2	0,8	0,05	0,02	0,02	0,05	0,005	0,01	Resto
<b>CB755S</b>	59-60,5	1,2-1,7	0,4-0,6	0,05-0,2	0,2	0,3	0,03	0,05	0,02	0,05	0,005	0,01	Resto

Tabla 6.5 Designación de las aleaciones estudiadas en diferentes sistemas [1]

CEN	ISO	British Standard	UNS
<b>CB753S</b>	CuZn37PbNiAlFeB	-	-
<b>CB755S</b>	CuZn39PbNiAlB-B	-	C85700

Tabla 6.6 Composición de las aleaciones estudiadas según análisis de BMB

Aleación	Elemento /% en peso													
	Cu	Pb	Al	Fe	Ni	Sn	Si	Mn	P	Sb	Mg	Cr	Zn	Zn <sub>eq</sub>
<b>CB753S</b>	58,14	2,2	0,60	0,68	0,41	0,65	0,04	0,049	0,01	0,059	0,001	0,03	37,12	42,27
<b>CB755S</b>	60,00	1,35	0,52	0,17	0,08	0,17	0,01	0,03	0	0	0	0,01	37,65	40,76
<b>CB755S*</b>	60,22	1,31	0,55	0,19	0,12	0,22	0,01	0,31	0,01	0,02	0	0,01	37,30	40,69

\* Con afinante de grano de boro



Las muestras recibidas corresponden a una sección transversal del lingote de 65mm de lado (Fig. 6.2).

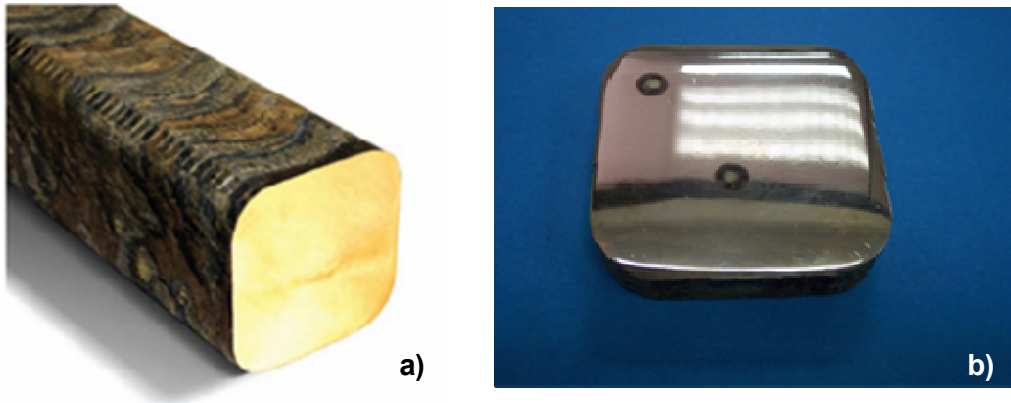


Fig. 6.2 Aspecto de lingote. a) Producto final. b) Muestra recibida

## 6.2. Preparación de muestras

Las probetas para el análisis micrográfico se han tratado metalográficamente. Tanto para microscopía óptica, microscopía electrónica, y para los ensayos de ultramicrodurezas.

Para los ensayos de durezas sólo ha sido necesario el corte para obtener una superficie plana. Las probetas destinadas a tracción se han cortado y mecanizado.

### 6.2.1. Preparación probetas provenientes de la barra redonda

Las probetas para el análisis metalográfico se dividen en dos tipos: la sección transversal y la longitudinal. De cada aleación analizada, se han obtenido tres probetas en la sección transversal, denominadas A, B y C, en función de la distancia al centro del barra redonda, y 1 probeta en la sección longitudinal, denominada L (Fig. 6.3). En total se obtuvieron 21 probetas.

Las probetas se han cortado con una tronzadora Struers y una tronzadora de precisión también Struers, modelo Accutom-50. Para saber la posición de las probetas en la sección transversal se han hecho pequeñas hendiduras con la sierra de mano.



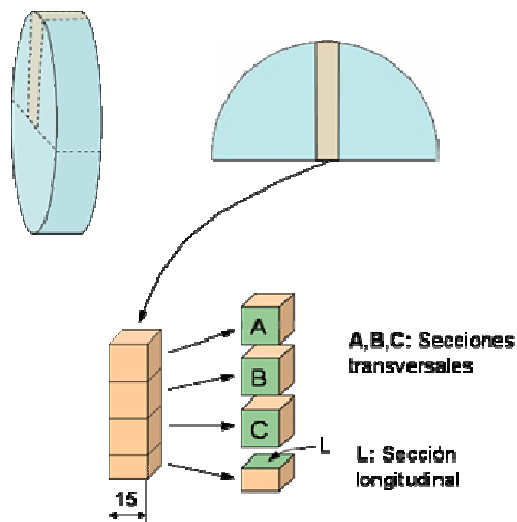


Fig. 6.3 Procedimiento para la preparación de probetas de billet

Las probetas se denominarán con 5 dígitos:

1. Letra **W** referente la barra redonda
2. Número de entrega **1**
3. Dos números que identifican la aleación **03, 14, 17, 18 y 22**
4. Posición en la barra redonda **A, B, C o L**

Todas las probetas se han embutido en baquelita (apta para SEM), de la marca Struers Poly Fast, con la embutidora Struers, modelo LaboPress. Las probetas obtenidas son de 30 mm de diámetro y 15 mm aproximadamente de altura.

El tratamiento superficial sigue los estándares tradicionales de desbaste y pulido [19]. Se ha utilizado una pulidora automática Struers, modelo RotoPol-II. Los pasos se muestran en la Tabla 6.7.





Tabla 6.7 Procedimiento desbaste y pulido

Papel	Fuerza /N	Tiempo /min	Velocidad /rpm	Lubricante
220	5	10	300	Agua
500	5	10	300	Agua
800	5	10	300	Agua
1200	5	10	300	Agua
4000	5	10	300	Agua
Paño alúmina	3	10	150	Alúmina 0,3µm
Paño sílica	3	10	150	Sílice coloidal

Después de pulir las probetas se limpian con agua y jabón, y se secan con ayuda de alcohol para que no queden marcas de agua. Posteriormente se marcan según la correspondiente denominación.

Finalmente, para revelar la microestructura y los límites de grano se atacan las probetas con un reactivo colorante llamado Klemm's I: en 50 ml de solución saturada de tiosulfato de sodio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ ) se añade 1g de metabisulfito potásico ( $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ). El ataque se realiza por inmersión durante 3 minutos [18] .

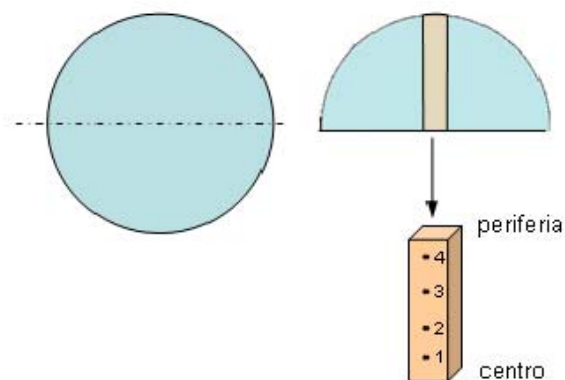


Fig. 6.4 Preparación probetas para durezas



Los ensayos de durezas se han realizado mediante un durómetro universal para determinar la dureza Brinell y con el ultramicrodurómetro para la determinación de durezas de las distintas fases. Se han utilizado distintas probetas para las durezas y ultramicrodurezas. (Fig. 6.4).

A partir de la sección la barra redonda cortada para extraer las probetas de análisis microestructural, se ha partido por la mitad con la tronzadora de precisión Struers del modelo Accutom-50.

Las probetas destinadas al ensayo a tracción se han cortado en prismas de aproximadamente 10mm de lado y 70mm de longitud. Se han (Fig. 6.5). Posteriormente se han mecanizado para obtener probetas cilíndricas de métrica 6 (Fig. 6.6). El mecanizado se ha realizado en un torno de la marca Emco y modelo Compact 5.

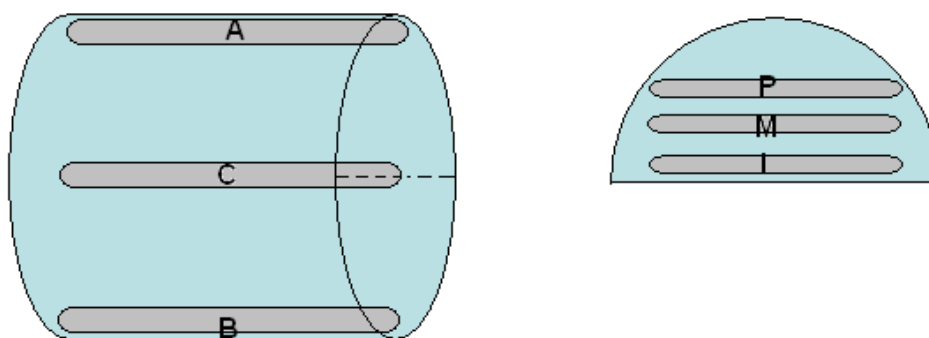


Fig. 6.5 Preparación de probetas para el ensayo a tracción

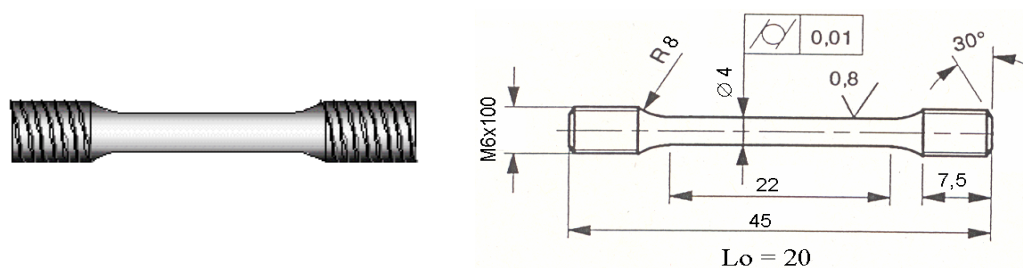


Fig. 6.6 Esquema de la probeta M6 para el ensayo de tracción



### 6.2.2. Preparación probetas provenientes del lingote

A diferencia la barra redonda, inicialmente se ha desbastado y pulido el lingote en toda su superficie, con el fin de observar la estructura de solidificación (Fig. 6.7), por lo que no se han realizado cortes parciales. Posteriormente se ha cortado a conveniencia para observar en SEM y embutir para realizar ultramicroidentaciones.

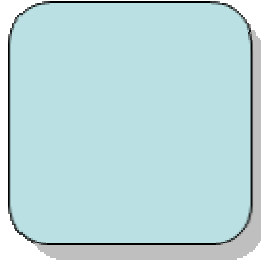


Fig. 6.7 Preparación de probetas para observación macrográfica

Los lingotes estudiados se denominan con 4 dígitos:

1. La letra **B** referente a lingote
2. Número de entrega **1**
3. Dos números que identifican la aleación **53** y **55**.

Al igual que la barra redonda, el procedimiento para desbaste y pulido de estas probetas siguen los estándares tradicionales [19]. En este caso la probeta es muy grande (65 x 65mm) y las superficies no son paralelas, en consecuencia no se puede hacer pulido automático.

La pulidora utilizada es de la marca Struers, modelo Accutom-50. Prácticamente no se aplica presión, siendo suficiente el propio peso del lingote. El procedimiento utilizado se muestra en la Tabla 6.8.



Tabla 6.8 Procedimiento desbaste y pulido

Abrasivo	Tiempo /min	Velocidad /rpm	Lubricante
220	10	240	Agua
500	10	240	Agua
800	10	240	Agua
1200	10	240	Agua
4000	10	240	Agua
Paño de alúmina	5	120	Alúmina 0,3µm
Paño de sílice	5	120	Sílice coloidal

### 6.3. Técnicas experimentales

#### 6.3.1. Microscopia

La caracterización microestructural del material se ha llevado a cabo mediante microscopias óptica y electrónica. El microscopio óptico utilizado es de la marca Leica MEF4M (Fig. 6.8) y el microscopio electrónico de barrido (SEM) de la marca Scanning Microscope del modelo JSM-5600 JEOL, dotado de análisis EDS (espectrómetro de energía dispersada de rayos X), modelo Oxford ISIS L300 (Fig. 6.9).



Fig. 6.8 Equipo de análisis de imágenes LEICA





Fig. 6.9 Microscopio electrónico “SEM, JEOL 5600”

### 6.3.2. Ensayo de tracción

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina ZWICK Z100/TL3S de 10 kN de capacidad y provista de extensometría Zwick 066550.02 (Fig. 6.10). La máquina está equipada con cámara climática que permite la realización de ensayos desde -75 °C hasta +250 °C. Todos los ensayos se efectuaron con ajuste de velocidad de deformación de  $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y la medida de la deformación se realizó con extensometría en todos los casos.



Fig. 6.10 Máquina ZWICK Z100/TL3S



### 6.3.3. Ensayos de dureza Brinell (HBW)

Los ensayos han sido realizados según norma EN 10003-1. El equipo utilizado para realizar este ensayo fue un durómetro universal marca EMCO (Fig. 6.11). La relación que marca la norma es  $0.102F/D^2$  igual a 10. La carga utilizada ha sido 98,07N y el diámetro del penetrador ha sido de 1mm.



Fig. 6.11 Durómetro universal EMCO

### 6.3.4. Ensayos de ultramicrodureza (HU)

Para la determinación de la Dureza Universal de las fases presentes en el material, se ha utilizado el ultramicrodurómetro Fischerscope H100, el cual consta de un cabezal de medida que dispone de un indentador Vickers y de un sistema de medición de distancia para la determinación de la profundidad de penetración (con un error de 2 nm) [23].

El equipo está controlado por un ordenador con el software correspondiente, pudiendo trabajar con valores de carga aplicada desde 0,4 mN hasta 1000 mN, siendo la velocidad de aproximación del cabezal sobre la muestra de  $1 \mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ . Estos ensayos se rigen de acuerdo con la norma ISO VDI/VDE 2616.

El sistema de medida consta de las siguientes etapas: inicialmente se aproxima el extremo del penetrador Vickers hasta la superficie de la muestra, a una velocidad controlada hasta que detecta el instante inicial de contacto; a partir de este punto se aplican fuerzas de



intensidad creciente haciendo entrar el penetrador dentro de la superficie de la muestra. Simultáneamente, se mide la profundidad de penetración del extremo del penetrador, tomando como referencia su posición en el instante inicial de contacto. Finalmente, se retira de forma gradual la carga aplicada, controlando la recuperación de la deformación producida en el material.

En la Fig. 6.12 se muestra el equipo empleado, en el que el penetrador está sujeto con fijaciones elásticas a un eje móvil, el cual se desplaza verticalmente accionado por un elemento piezoeléctrico. Dos transductores de desplazamiento, de tipo inductivo, miden la posición del penetrador respecto a la muestra y respecto al eje móvil. En el momento de contacto, la señal obtenida por el primer transductor sirve para medir la penetración del penetrador en la superficie de la muestra, mientras que la señal obtenida por el segundo transductor sirve para medir la fuerza que hace el penetrador sobre la muestra. En el momento inicial de contacto la fuerza inicial medida es de 0,02 mN. Este equipo requiere trabajar sobre un sistema antivibratorio, de lo contrario las vibraciones harían inviable la medida de las fuerzas y de las posiciones con la resolución necesaria.

Se han realizado ensayos sobre muestras metalográficas atacadas y sin atacar, aplicando una carga de 25 mN, la cual ha estado aplicada de forma gradual en 15 etapas de entrada y otras 15 de salida, con un tiempo de reposo entre dos niveles sucesivos de 1s. Los valores medios resultantes se han obtenido a partir de 20 indentaciones diferentes, descartando aquellos valores anómalos como consecuencia de posibles defectos.



Fig. 6.12 Ultramicrodurómetro Fischerscope H100

La utilización del ultramicrodurómetro permite la aplicación de valores de carga muy baja (desde 0,4 mN hasta 1000 mN) en comparación con los microdurómetros convencionales, lo cual posibilita la realización de indentaciones de muy poca profundidad y tamaño, así permite estudiar las propiedades de una determinada fase presente en un material multifásico.



- **Dureza Universal (HU)**

La denominada Dureza Universal (HU) o dureza bajo carga HVL ("Hardness Vickers Under Load") es un método relativamente nuevo, basado en la determinación de la dureza a partir de la relación entre la carga aplicada y el área superficial de la huella obtenida bajo una fuerza activa, es decir, mientras se está aplicando la carga, con lo cual la huella incluye, conjuntamente con la deformación plástica, la deformación elástica. La dureza se determina en una situación en la que la carga aplicada y la resistencia opuesta por el material alcanzan el estado de equilibrio, cumpliéndose así correctamente con la definición de dureza mecánica.

En este ensayo se emplea como cuerpo penetrador una pirámide Vickers, determinándose el área de la huella a partir de la profundidad de penetración  $h$ , alcanzada bajo la carga activa  $F$ . Teniendo en cuenta la geometría de la pirámide se puede obtener una relación entre el área y la profundidad y así calcular la dureza según la expresión:

$$HU = \frac{F}{A} = \frac{F}{26,43 \cdot h^2} = N \cdot mm^{-2} \quad (\text{Ec. 6.1})$$

La Dureza Universal se expresa en  $N \cdot mm^{-2}$  para distinguirla de la Dureza Vickers, ya que los valores numéricos de ambos métodos pueden diferir notablemente. La designación Dureza Universal se ha elegido debido a que este método puede ser aplicado sobre cualquier tipo de material (metales, plásticos o cerámicos).

En general, la diferencia entre la Dureza Vickers convencional (HV) y la Dureza Universal (HU) es función de la magnitud de la componente elástica de la deformación total, la cual depende del módulo de elasticidad y del límite elástico del material ensayado. Por otra parte, este segundo método trabaja con cargas aplicadas mucho más pequeñas (mN), con lo cual la dureza corresponde a un volumen de material más reducido, por lo que toman importancia los fenómenos de superficie: tensiones superficiales, rugosidad, homogeneidad de las fases presentes, etc.

Por tanto, es imposible establecer una fórmula general de conversión entre ambos métodos, y la única posibilidad es la comparación entre los resultados empíricos obtenidos, para un material determinado y para unas condiciones de ensayo específicas.

A partir de la medición constante del recorrido de penetración y de la carga efectiva aplicada durante el ensayo, desde cero hasta la carga nominal máxima seguido del proceso de descarga, se puede obtener una gráfica profundidad-carga aplicada, la cual proporciona información adicional sobre el comportamiento elástico-plástico del material (Fig. 6.12). Los parámetros de esta gráfica son: profundidad total de penetración  $h_{\text{total}}$ , profundidad de huella





$h_r$ , profundidad de penetración media  $h_r$ , energía elástica o recuperación elástica  $W_e$ , energía plástica o deformación permanente  $W_r$  y energía total de la carga  $W_{total}$ .

El área existente entre las curvas correspondientes al proceso de carga (A-B) y de descarga (B-C-A) representa el trabajo mecánico consumido para la deformación plástica, y representa la energía remanente en el material después del ensayo ( $W_r$ );  $W_e$  es la energía liberada en el proceso de recuperación elástica que experimenta el material durante la de reducción de carga (curva de descarga). En general, la relación entre  $W_r / W_t$  es una constante característica de cada material.

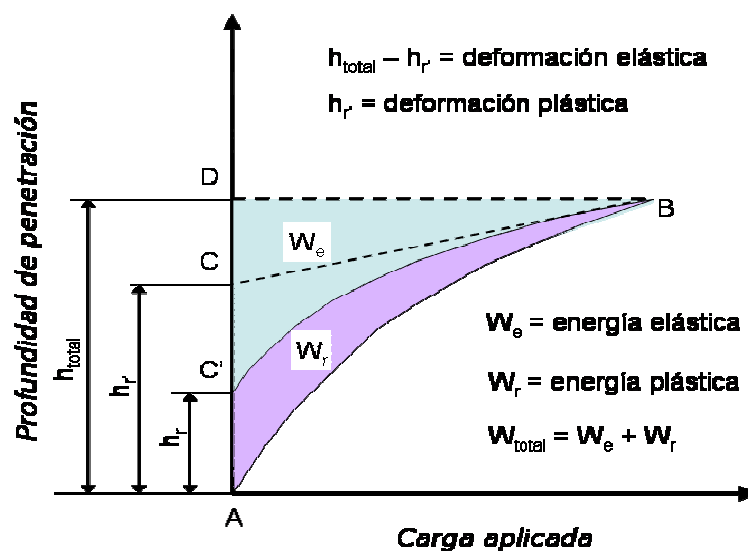


Fig. 6.13 Curva profundidad de penetración-carga aplicada para un ensayo dinámico de indentación

La forma de la curva "profundidad de penetración-incremento de carga" viene determinada por las propiedades plásticas y elásticas del material. Sin embargo, la forma de la curva "profundidad de penetración-disminución de carga" está determinada principalmente por las propiedades elásticas del material, por lo que de estos datos se pueden obtener conclusiones sobre dichas propiedades, lo que permite realizar un cálculo aproximado del Módulo Elástico o Módulo de Young para el estado de tensión plana.

En el proceso de reducción de carga (descarga), la relación carga/profundidad no es lineal, es decir, el área de contacto del penetrador con la muestra no es constante durante la reducción de carga. La profundidad de la punta del penetrador en el proceso de retirada de la carga varía en mayor proporción que el tamaño del área proyectada por el penetrador (longitud de la diagonal).



Para la mayoría de materiales, la curva "profundidad-carga" en el proceso de descarga es esencialmente lineal para el valor máximo de carga del ensayo. En este caso el área de contacto penetrador/muestra es constante. En los estados iniciales de reducción de carga, la gráfica de "profundidad de penetración" puede ser explicada por la "teoría elástica del punzón plano" planteada por Sneddon. Según esta teoría, para el proceso de penetración de una forma axisimétrica y rígida en un cuerpo elástico y semi-infinito, Sneddon propone la siguiente expresión (Ec. 6.2):

$$P = \frac{2E}{(1 - \nu^2)} \cdot r \cdot f \quad (\text{Ec. 6.2})$$

dónde  $P$  es la carga aplicada;  $r$  el radio del punzón;  $E$  el Módulo Elástico (Módulo de Young);  $\nu$  el coeficiente de Poisson; y  $f$  una variable que depende de la forma de la huella.

Para un punzón cilíndrico plano, (Ec. 6.3) puede aproximarse a la ecuación,

$$P = \frac{2E}{(1 - \nu^2)} \cdot r \cdot h_e \quad (\text{Ec. 6.3})$$

donde  $h_e$  es la profundidad de penetración del punzón en el cuerpo semi-infinito. Asumiendo que esta relación es también aplicable para materiales elastoplásticos y para penetradores de forma piramidal, como plantea el modelo de Loubet, el área circular del punzón cilíndrico se puede igualar con el área proyectada por el penetrador piramidal, siendo el área de contacto en la carga máxima del ensayo la correspondiente a la deformación plástica.

El modelo de Loubet descompone la deformación elastoplástica en dos componentes separadas: la deformación plástica y la elástica. En la Fig. 6.14c se representa la deformación real del material penetrado por un indentador Vickers, mientras que las figuras Fig. 6.14a y Fig. 6.14b representan el desdoblamiento de la deformación puramente plástica y puramente elástica. En la Fig. 6.14c el círculo que rodea la parte inferior de la punta del penetrador corresponde a la zona del material afectada por la deformación plástica, y el modelo de Loubet supone que esta zona no presenta ninguna alteración durante el proceso de descarga y por esto, en la Fig. 6.14a, la zona plástica está representada con las mismas dimensiones. Entonces, la deformación plástica permanente está caracterizada por la profundidad  $h_p$  (profundidad de penetración plástica). Por otra parte, la penetración elástica se ha representado en la Fig. 6.14c considerando que toda la deformación elástica, caracterizada por  $h_e$  (profundidad de recuperación elástica), se produce en la zona de recuperación existente en la periferia del área de contacto del penetrador. Si se substituye el penetrador piramidal por un hipotético penetrador plano (Fig. 6.14b), con una área de la base de igual magnitud al área de contacto plástica proyectada sobre el plano horizontal, entonces el modelo considera que durante la descarga del



penetrador piramidal tiene lugar exclusivamente la recuperación elástica ocasionada por la descarga del penetrador plano equivalente.

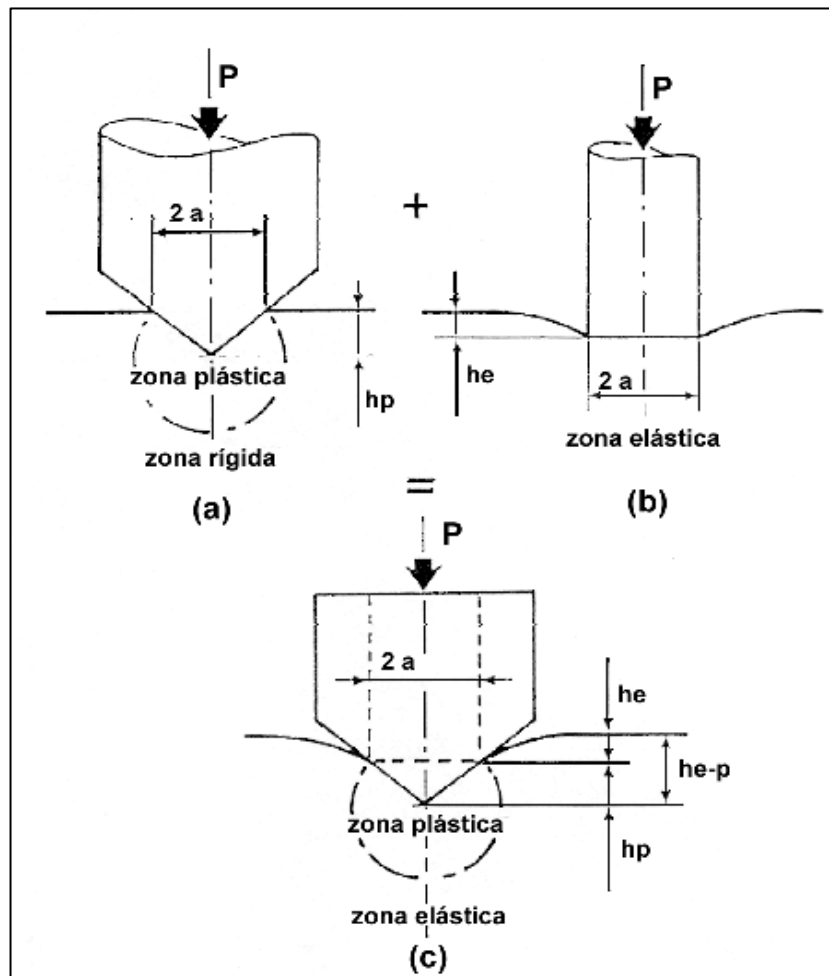


Fig. 6.14 Correspondencia entre el área de un punzón cilíndrico y un penetrador piramidal.

El área circular del punzón cilíndrico del modelo de Sneddon se puede igualar con el área de la huella de un penetrador piramidal, con lo cual, el área de contacto producida por la penetración elástica deberá ser:

$$\pi \cdot r^2 = \frac{D^2}{2} \rightarrow r = \frac{D}{(2 \cdot \pi)^{1/2}}$$

(Ec. 6.4)



siendo  $D$  la diagonal de la huella Vickers. Por otra parte, aplicando la teoría del punzón plano,  $h_e$  puede calcularse como:

$$h_e = h_t - h_r' \quad (\text{Ec. 6.5})$$

donde  $h_r'$  se obtiene trazando una tangente a la curva profundidad/disminución de carga para el valor máximo de carga (Fig. 6.12).

Por tanto, el Módulo de Young podrá determinarse a partir de la expresión:

$$\frac{E}{1-\nu^2} = \frac{P_{\max} \cdot (2\pi)^{1/2}}{2D(h_t - h_r')} \quad (\text{Ec. 6.6})$$

Finalmente, asumiendo la validez de las teorías anteriormente utilizadas para el cálculo del Módulo de Elasticidad, el análisis de la curva “profundidad/carga aplicada” permite también determinar la denominada Dureza Plástica, la determinación de la cual se realiza considerando la profundidad  $h_r'$  conjuntamente con la máxima carga aplicada.

Los valores de Dureza Plástica ( $H_{\text{plas}}$ ) se aproximarán mucho más a los de Dureza Vickers tradicional (HV), en comparación con los valores de Dureza Universal (HU), especialmente en aquellos materiales que presenten una gran componente elástica  $W_e$ .



## 7. Resultados y discusión

### 7.1. Análisis micro y macroestructural

Para realizar la caracterización de un material es necesario conocer la estructura que presenta, definida por su proceso de fabricación y composición. En este caso se estudia el material en el estado de recepción. El proceso de fabricación afecta al tamaño de grano y su orientación. La composición determina las fases presentes y su morfología.

La metalografía es una parte importante en el estudio de los procesos de conformación del latón. Una buena preparación de las muestras, acompañada de una precisa interpretación de las microestructuras observadas puede resolver un gran número de problemas metalúrgicos en el desarrollo y producción de los componentes de latón. Para una buena interpretación de la microestructura se ha de considerar la historia previa del material.

Dado el gran tamaño de grano que presentan las aleaciones estudiadas, se puede observar visualmente su morfología (Fig. 7.1). La superficie atacada pertenece a la sección transversal, y el grano crece en dirección contraria al flujo de calor.

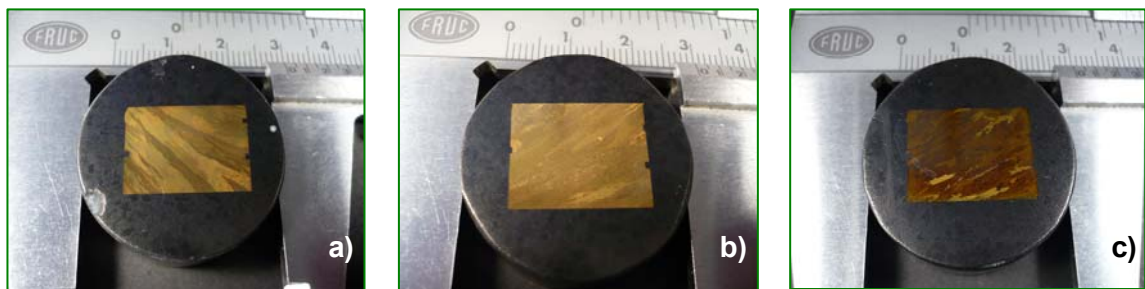


Fig. 7.1 Macrografías de las aleaciones: a) W103B b) W117B c) W122B

El estudio realizado mediante técnicas de análisis de imagen cuantitativo indica el tamaño de los granos, que se puede observar a nivel macroscópico (Tabla 7.1).



Tabla 7.1 Valores estadísticos del tamaño de grano de la sección transversal de las aleaciones de barra redonda en estado de colada.

Aleación	Longitud, L /mm	Anchura, A /mm	Redondez, L/A	Diámetro equivalente /mm
CW603N	Granos son demasiado grandes en longitud, exceden del campo visual de la muestra			
CW614N	8,7±3,0	1,8±0,4	3,2±1,4	<b>3,4±0,8</b>
CW617N	14,6±3,6	2,8±0,9	3,8±0,9	<b>5,2±1,1</b>
CW618N	2,6±1,6	1,0±0,5	2,7±1,6	<b>1,3±0,9</b>
CW622N	6,8±3,3	1,8±0,6	3,0±0,9	<b>2,8±1,1</b>

Se puede observar que los granos son muy alargados y hay mucha dispersión en los resultados. En el caso de la probeta W103B, los granos son tan alargados que no permite determinar su longitud, en este caso, debido a que exceden del campo visual de la muestra (Fig. 7.1a). La probeta W117B presenta los granos más alargados y de mayor anchura, en consecuencia presenta mayor diámetro equivalente. Las diferencias de tamaño se pueden atribuir a las condiciones de enfriamiento de las distintas muestras.

### 7.1.1. Reacción peritética

La aleación de barra redonda con menor porcentaje de Zn es CW603N, tiene un 37% de Zn equivalente (Tabla 6.3). Según el diagrama de equilibrio (Fig. 4.1) esta composición esta cercana a la reacción peritética, que puede escribirse como:  $\alpha + L \rightarrow \beta$ . Al enfriarse el líquido se forma fase sólida  $\alpha$ , que reacciona con la fase líquida para formar una nueva fase sólida  $\beta$  (Fig. 7.2) [20][21][22]. En consecuencia, las dendritas son de fase  $\alpha$  y la zona interdendrítica de fase  $\beta$  (que posteriormente formará la fase ordenada  $\beta'$ ). Este hecho se ha comprobado mediante análisis EDS. Las dendritas tienen alrededor del 36% de Zn y la zona interdendrítica tiene el 40% de Zn (Fig. 7.3).



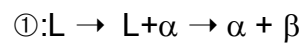
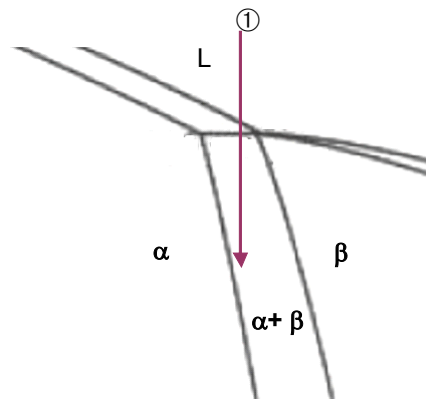


Fig. 7.2 Ampliación diagrama de equilibrio Cu-Zn, formación de  $\alpha$  primaria

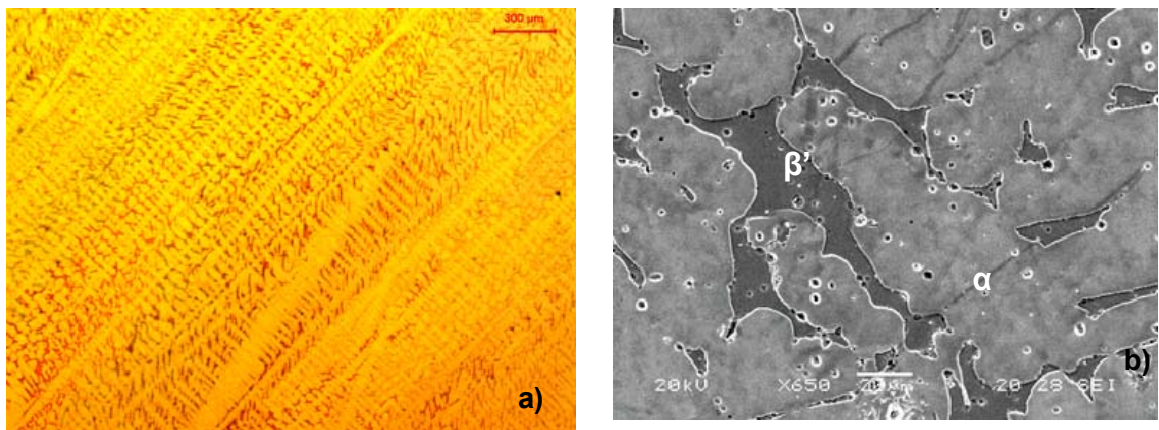


Fig. 7.3 Microestructura de la aleación CW603N. Dendritas de fase  $\alpha$  y zona interdendrítica de fase  $\beta$ . a) micrografía óptica b) imagen SEM dendritas de color claro y zona interdendrítica de color oscuro.

### 7.1.2. Precipitación Widmanstätten

Las otras aleaciones tienen entre un 40% y 44% de Zn equivalente. Según el diagrama de equilibrio, primero se forma la fase  $\beta$  y posteriormente, por transformación en estado sólido precipita  $\alpha$  en estructura Widmanstätten, iniciándose esta precipitación en los límites de grano de la fase  $\beta$  primaria (Fig. 7.4 y Fig. 7.5) [20][21][22].



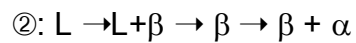
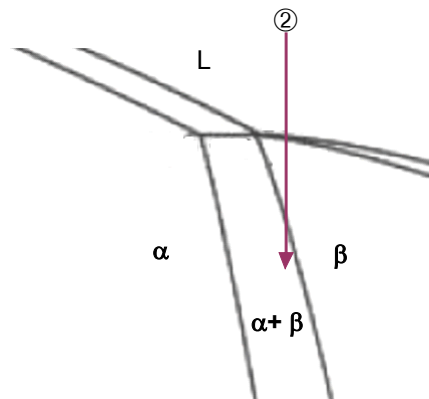


Fig. 7.4 Ampliación del diagrama de equilibrio Cu-Zn, formación de  $\alpha$  secundaria

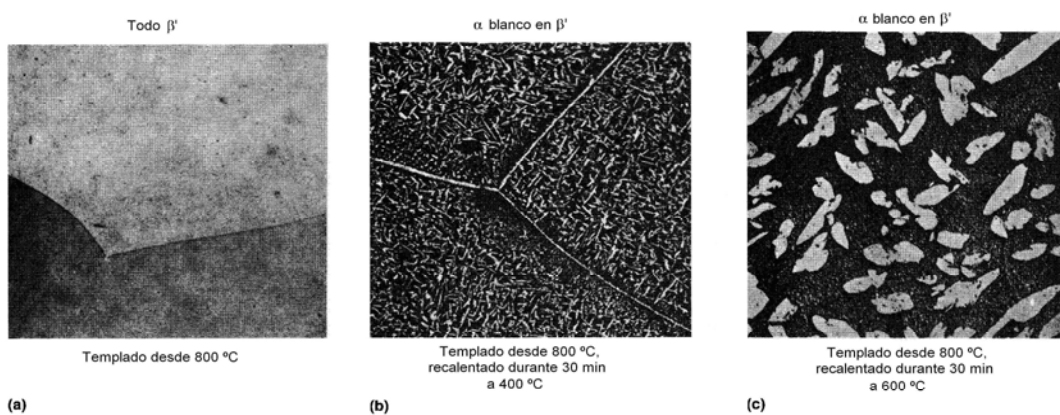


Fig. 7.5 Microestructura de la aleación Cu-42Zn templada desde la fase  $\beta'$ , recalentado para desarrollar la estructura precipitada  $\alpha$ . Si la temperatura de recalentamiento es más elevada da una estructura más basta y entonces un material más blando. a) Todo fase  $\beta'$ . b)  $\alpha$  blanca en  $\beta'$ . Templado desde 800°C y recalentado durante 30 min a 400°C. c)  $\alpha$  blanca en  $\beta'$ . Templado desde 800°C y recalentado durante 30 min a 600°C [2].





En la Fig. 7.6 se observan los granos de fase  $\beta'$  (color oscuro) y de fase  $\alpha$  (color más claro). La fase  $\beta'$  es la fase continua en esta estructura y la fase  $\alpha$  es la fase precipitada.

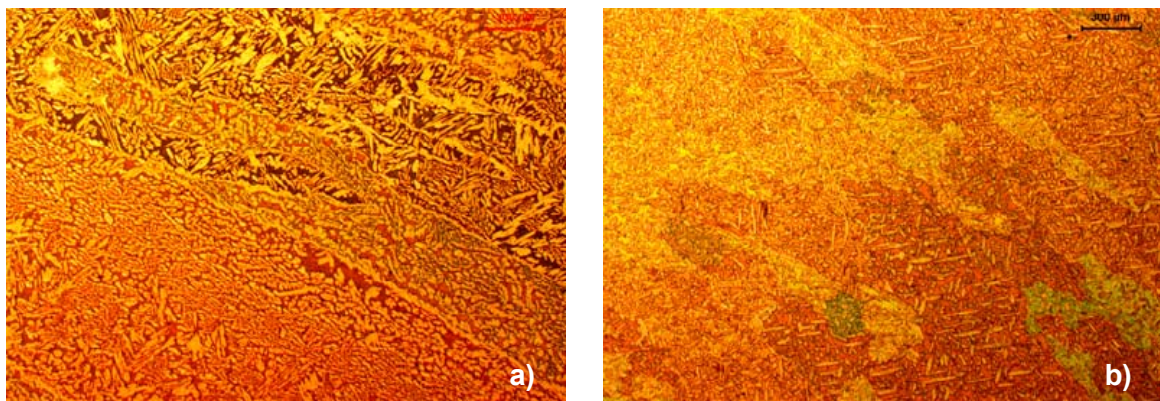


Fig. 7.6 Estructura Widmanstätten a) Probeta W117B b) Probeta W118B

El examen detallado de la fase  $\beta'$  en las aleaciones estudiadas indica una estructura de subgranos. Esta estructura puede corresponder a los dominios de la fase  $\beta'$  ordenada, pero es necesario un estudio más profundo para justificar el mecanismo de formación de esta microestructura. Este fenómeno se observa en los análisis por microscopía óptica y electrónica (Fig. 7.7).

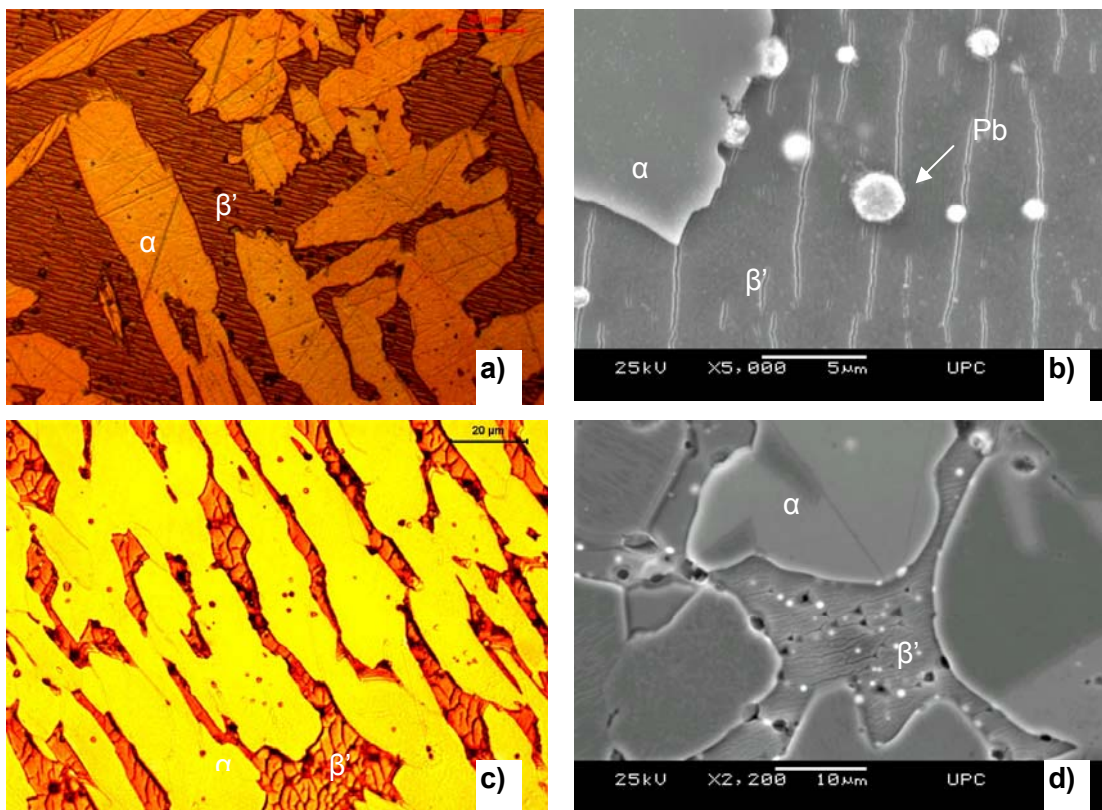


Fig. 7.7a) Probeta W117B con subgranos en la fase  $\beta'$ . b) Imagen SEM de la probeta W117B. c) Probeta W114B. d) Imagen SEM de la probeta W114B.



En la sección transversal también se observa la estructura de subgranos paralelos, cuya orientación varia al cambiar de grano (Fig. 7.8). En consecuencia se puede considerar que estas bandas se han creado durante la formación de la fase  $\beta'$ .

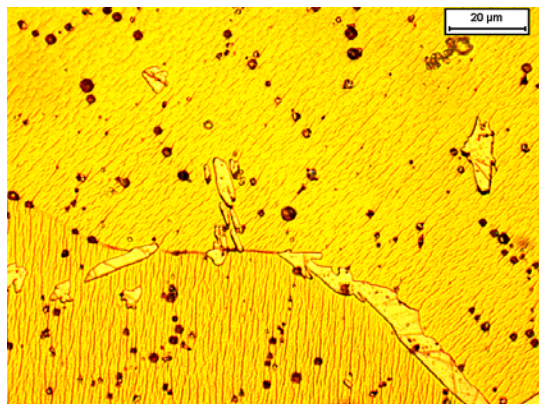


Fig. 7.8 Estructura de subgrano de la probeta W118L (transversal)

### 7.1.3. La presencia de plomo

Todas las aleaciones presentan entre el 2,0% y 3,1% de Pb. Y se presenta en las micrografías ópticas en forma de esferas oscuras y esferas brillantes en la microscopía SEM. El plomo precipita en las primitivas regiones interdendríticas (Fig. 7.9). El plomo se concentra básicamente en la fase  $\beta'$  y en los límites de la fase  $\alpha$ . En las imágenes de SEM se observan las mismas partículas esféricas (0,7-4,0μm) de tonalidad clara y brillante (Fig. 7.10). En el pulido de las probetas las partículas de plomo se desprenden y dejan, en su lugar, un poro de tono más oscuro (Fig. 7.10).

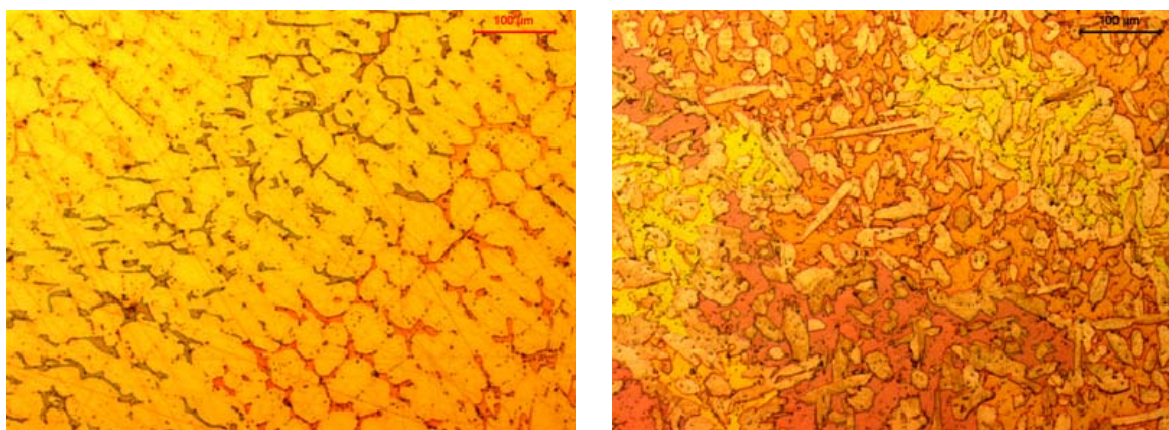


Fig. 7.9 Distribución uniforme del plomo a) Probeta W103B. b) Probeta W118B





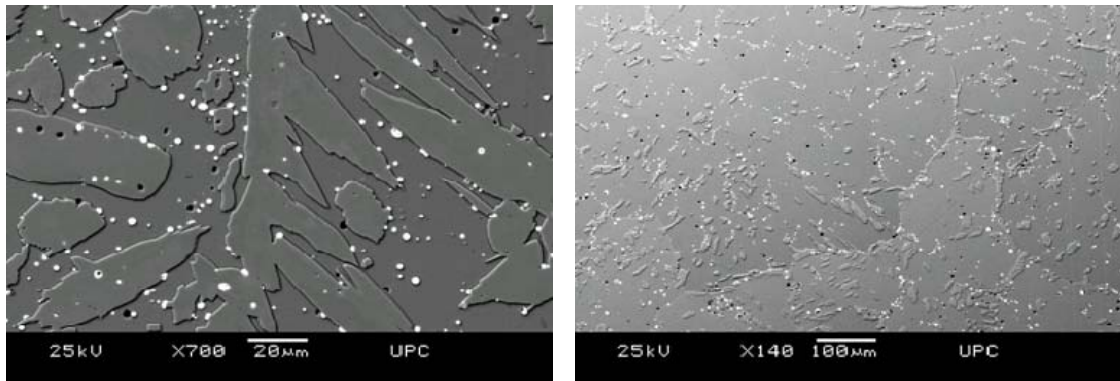


Fig. 7.10 Distribución de plomo (color claro) en básicamente en la fase  $\beta'$ . Microscopia SEM. a) Probeta W118B b) Probeta W122B

#### 7.1.4. Periferia de la barra redonda

En las zonas próximas a la superficie se observa un grano equiaxial, ello es debido al enfriamiento rápido que sufre esta región de la barra redonda. En esta zona se pierde Zn por descincificación y, en consecuencia, prácticamente toda la periferia es de fase  $\alpha$ , debido al menor porcentaje de Zn. Según los análisis por EDS en la periferia tiene un 35% de Zn en todas las aleaciones (Fig. 7.11).

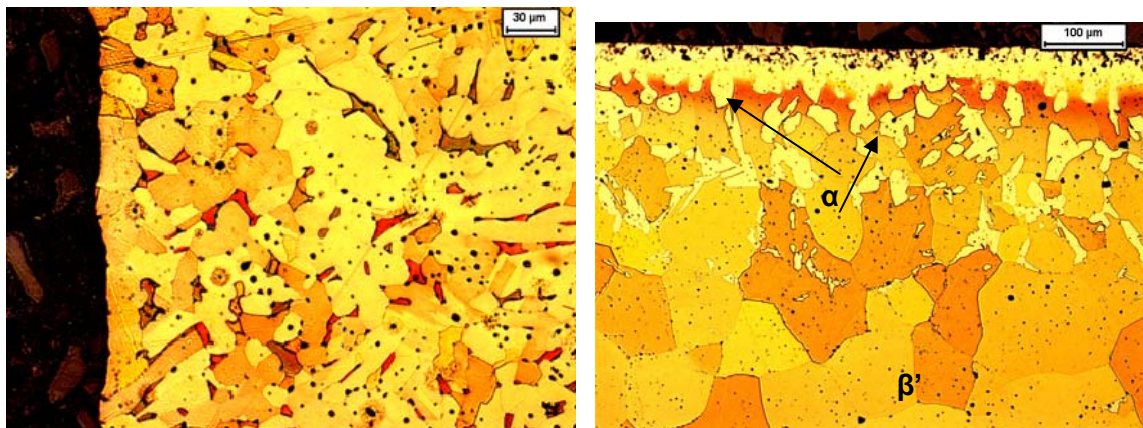


Fig. 7.11 Periferia del billet sufre un descincado a) Probeta W103C. b) Probeta W122C



El Zn eliminado por descincado se deposita en la pared del molde de grafito, como se puede observar en el análisis EDS del mismo (Fig. 7.12). También se ha determinado la presencia de plomo en la pared del molde de grafito (Fig. 7.13).

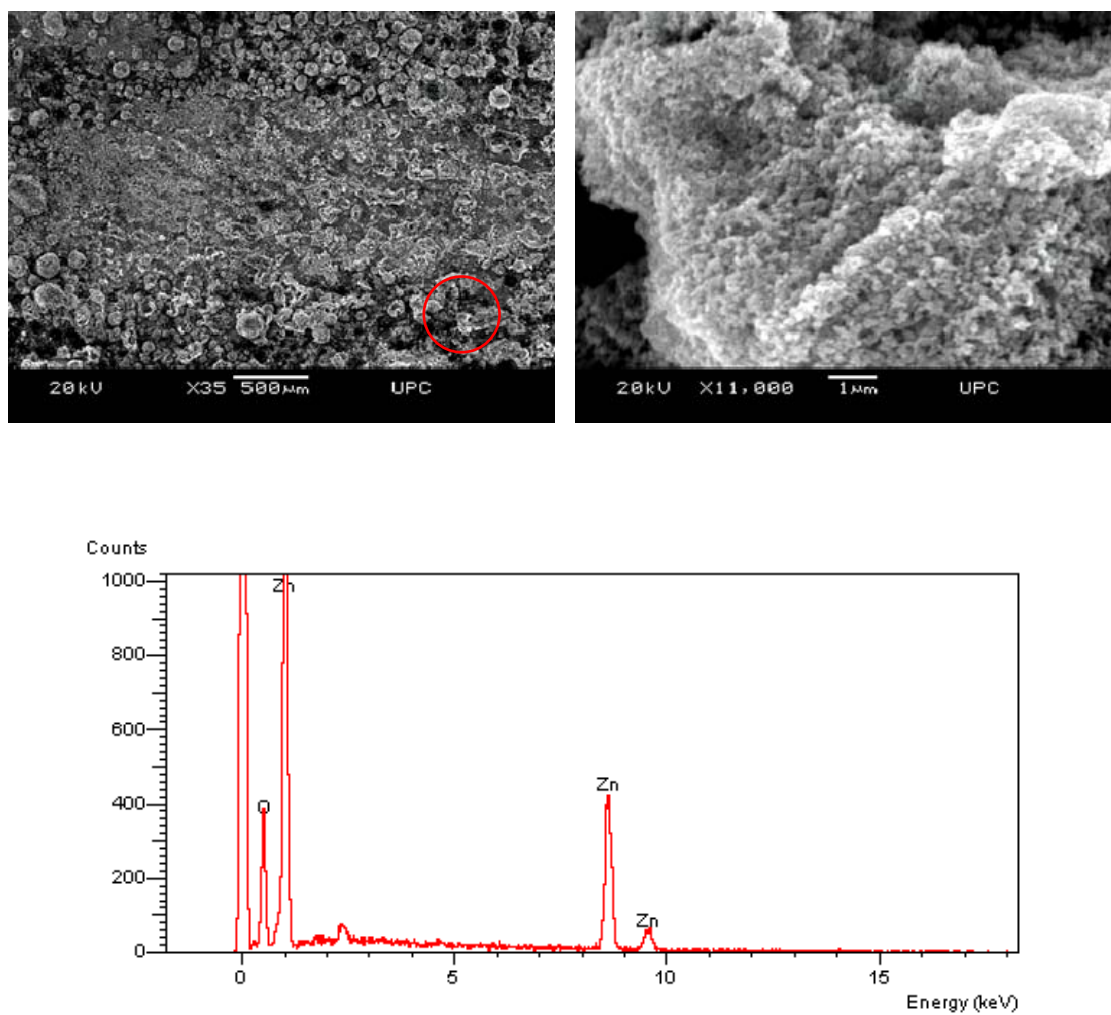


Fig. 7.12 Análisis EDS del molde de grafito.



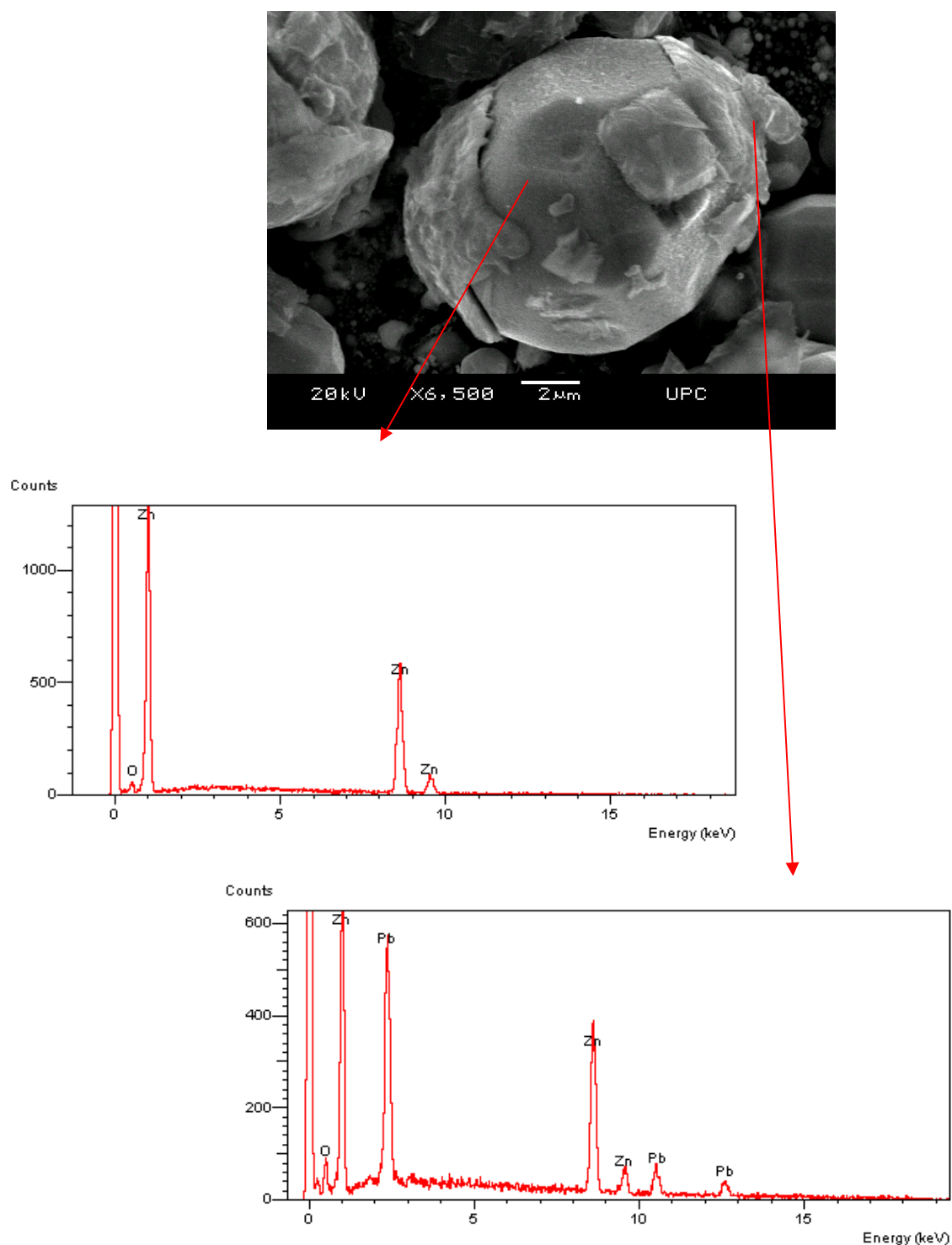


Fig. 7.13 Análisis EDS de las esferas adheridas al molde de grafito.





Mediante análisis EDS se confirma la presencia mayoritaria de fase  $\alpha$  en la periferia de la barra redonda (fase con menor contenido en Zn). Esta fase  $\alpha$  muestra un cierto grado de deformación por maclado (Fig. 7.14a).

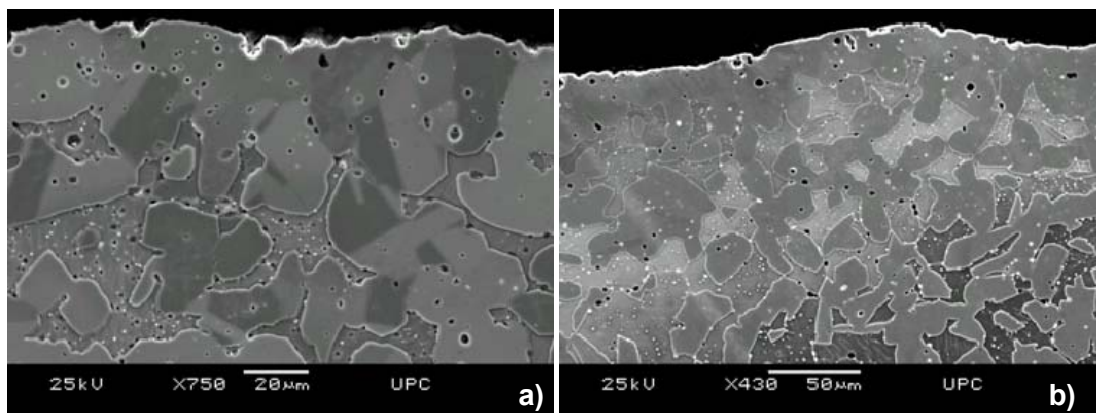


Fig. 7.14 Sección transversal de la periferia del billet. a) Probeta W114B b) Probeta W118B

El mecanismo de deformación plástica por maclado se puede producir en los cristales de cobre FCC (fase  $\alpha$ ) y tiene su origen en una deformación por altos niveles de tensión, situación que se puede dar al salir el producto del molde y su posterior recrystalización.

En la sección longitudinal de la barra redonda, se observan dendritas de fase  $\alpha$  primaria, en el caso de la aleación CW603N. En las otras aleaciones se observa la estructura ya determinada como Widmanstätten, no se observan con claridad los límites de grano ya que en esta sección son más equiaxiales. (Fig. 7.15)

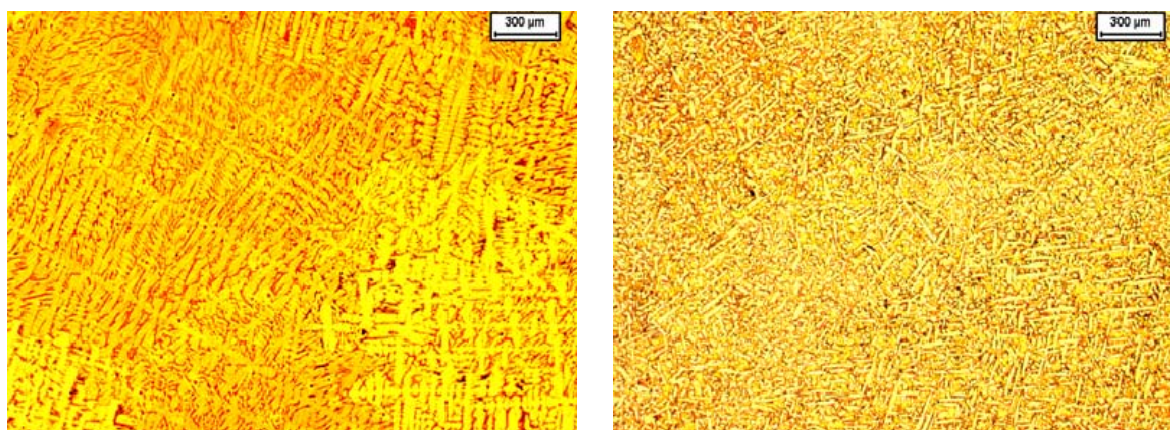


Fig. 7.15 Sección longitudinal de las aleaciones a) Probeta W103L y b) W117L



### 7.1.5. Efecto del afino de grano

En el lingote se puede observar la estructura de solidificación (Fig. 7.16a). Se observan los granos alargados desde la superficie hacia el centro. En la parte inferior los granos son más columnares que en la zona superior. En el centro se pueden observar los granos equiaxiales. En la misma aleación con afinantes de grano no se observan los granos columnares (Fig. 7.16b). El afinante de grano utilizado en esta aleación es el boro, en una proporción de 7 a 12ppm.



Fig. 7.16 Macrografía de la muestra B155. a) Sin afinantes de grano b) con afinantes de grano B255

Esta aleación contiene el 41% de Zn equivalente, pero con más impurezas que las aleaciones de la barra redonda (Tabla 6.6). Esta estructura se debe al enfriamiento que sufre desde la superficie al interior.

Mediante análisis de imagen se ha determinado la longitud y anchura de estos granos columnares (Tabla 7.2).

Se puede observar que la longitud de los granos en la parte inferior es el doble que en la parte superior. Se produce un enfriamiento lento en la parte inferior, esto es debido a que la refrigeración se realiza mediante inyección de agua por la parte superior, cuando el lingote sale del molde. En cambio las dimensiones de los granos laterales del lingote son similares.



Tabla 7.2 Tamaño de los granos de la aleación B155 sin afinantes de grano.

Posición	Longitud (mm)	Anchura (mm)
Izquierda	10,1±4,4	2,1±0,9
Derecha	11,8±5,8	2,3±0,9
Inferior	15,1±5,5	3,3±2,1
Superior	6,8±2,6	2,1±0,3
Centro	3,9±1,9	2,5±1,3

A nivel micrográfico se observa la estructura de granos columnares. En el límite de grano se diferencia por la precipitación de la fase  $\alpha$  en la fase  $\beta$  (Fig. 7.17). Al añadir el afinante de grano, aumenta la nucleación heterogénea de la fase  $\beta'$  y dificulta la observación del grano primario (Fig. 7.18).

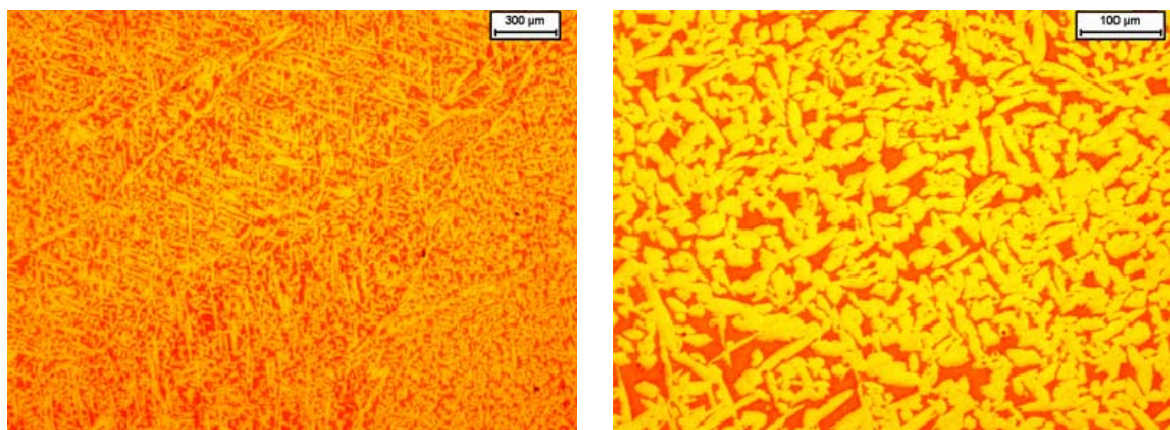


Fig. 7.17 Microestructura de la muestra B155 observación de los granos columnares. a) color oscuro fase  $\beta$  y color claro fase  $\alpha$ . b) Ampliación





En presencia de hierro y el boro, la aleación disminuye el tamaño de grano [25]. La precipitación de hierro en el metal líquido permite la solidificación sin subenfriamiento.

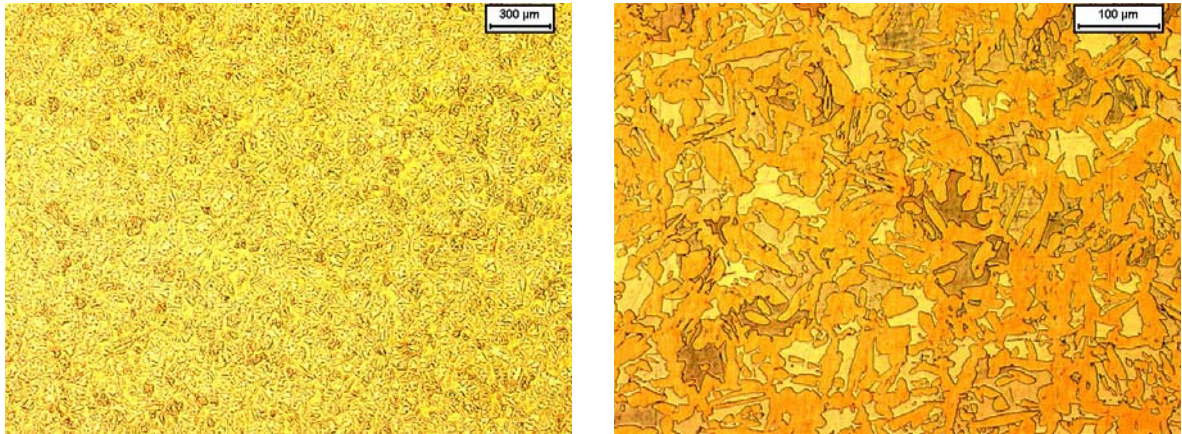


Fig. 7.18 Microestructura de la aleación B255 con afinantes de grano. a) Presenta homogeneidad b) Ampliación

#### 7.1.6. Efecto del proceso de extrusión de la barra redonda

Para observar los cambios microestructurales de la barra redonda en el proceso de extrusión, se ha analizado un perfil cromado de la aleación CW622N (Fig. 7.19a). En la etapa inicial de este proceso, la barra se calienta hasta 650 °C, produciéndose su posterior extrusión a través de una matriz, dando así al material la forma deseada.

En la sección transversal del perfil se observa la gran variabilidad de tamaño de grano. El grano es más pequeño en la superficie que en el interior, debido al mayor grado de deformación en estas zonas y al consecuente efecto en la recristalización (Fig. 7.19b).

También se observa la fase  $\alpha$ , de color claro y  $\beta'$  de color más oscuro, como ya se observaba en la barra redonda de la misma aleación (Fig. 7.19c).

*La conformación por extrusión será objeto de estudio en posteriores documentos.*



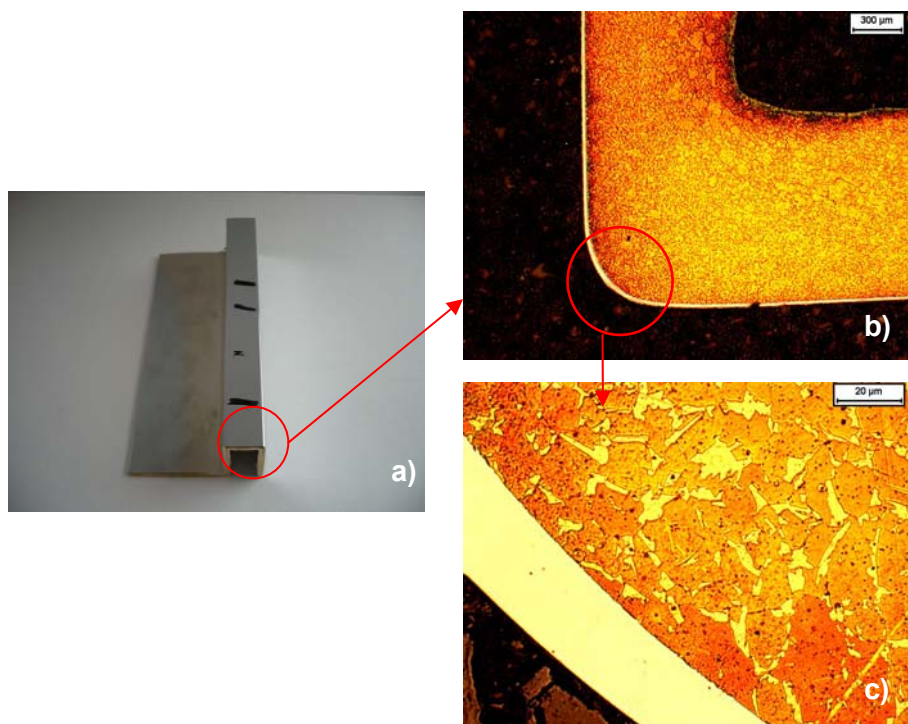


Fig. 7.19 Perfil cromado de la aleación CW622N. a) Imagen del perfil b) Diferencia de tamaño de grano entre las superficies y el interior. c) Fase  $\alpha$  y fase  $\beta'$ .

#### 7.1.7. Inclusiones

En la aleación de la barra redonda CW618N se han observado compuestos de FeO analizados mediante EDS. Están finamente dispersos en la fase  $\beta'$ , donde este compuesto es insoluble. Estas partículas tienen alrededor de  $0,6\mu\text{m}$  de diámetro y son de tamaño inferior al Pb. Este fenómeno se debe a la oxidación del hierro en el proceso de colada.

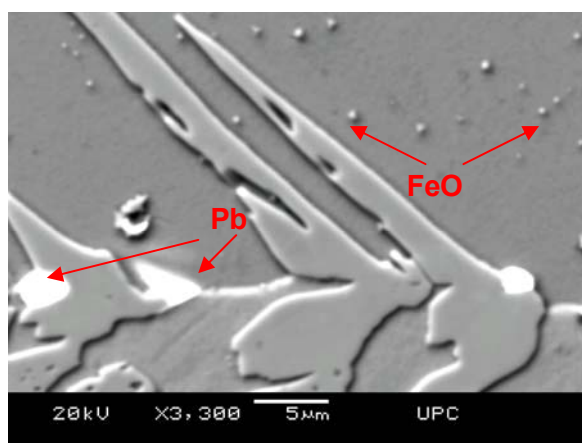


Fig. 7.20 Micrografía SEM de distribución de las partículas de FeO en la fase  $\beta'$



En las aleaciones CB755S se han observado puntos duros que contienen Pb y As. En el análisis EDS se observa un pico de As o Mg, pero no se puede distinguir el elemento (Fig. 7.21 y Fig. 7.22)

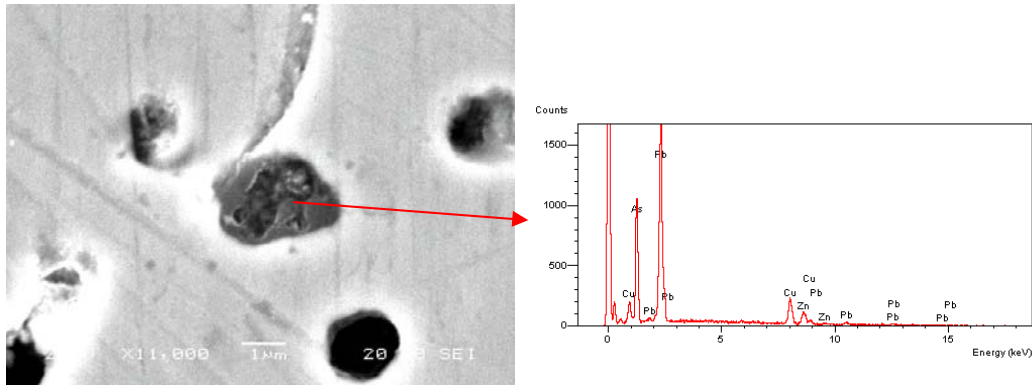


Fig. 7.21 Micrografía SEM de la aleación CB755S, puntos duros de As y Pb.

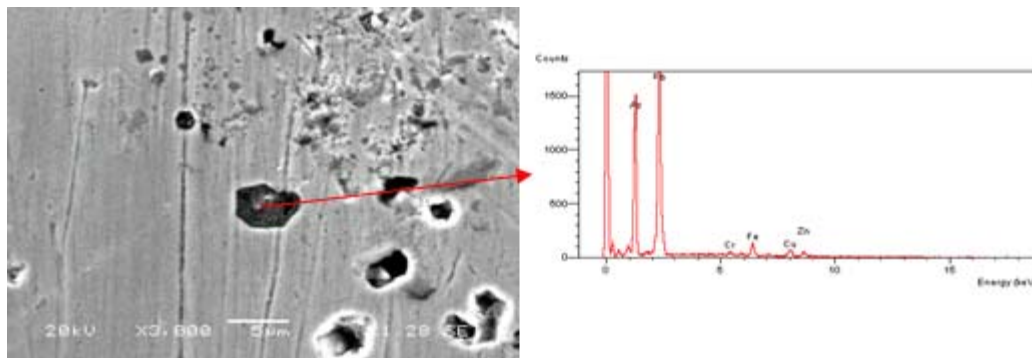


Fig. 7.22 Micrografía SEM de la aleación CB755S, puntos duros de Mg y Pb.

En las aleaciones de CB753S se han detectado que en algunos lingotes se pueden observar otros puntos duros, denominados brumas, por su aspecto (Fig. 7.23). Estas brumas presentan mediante el análisis EDS, picos de: Fe, Si y Cr (Fig. 7.24).



Fig. 7.23 Micrografía de puntos duros de Si (Fe, Cr)



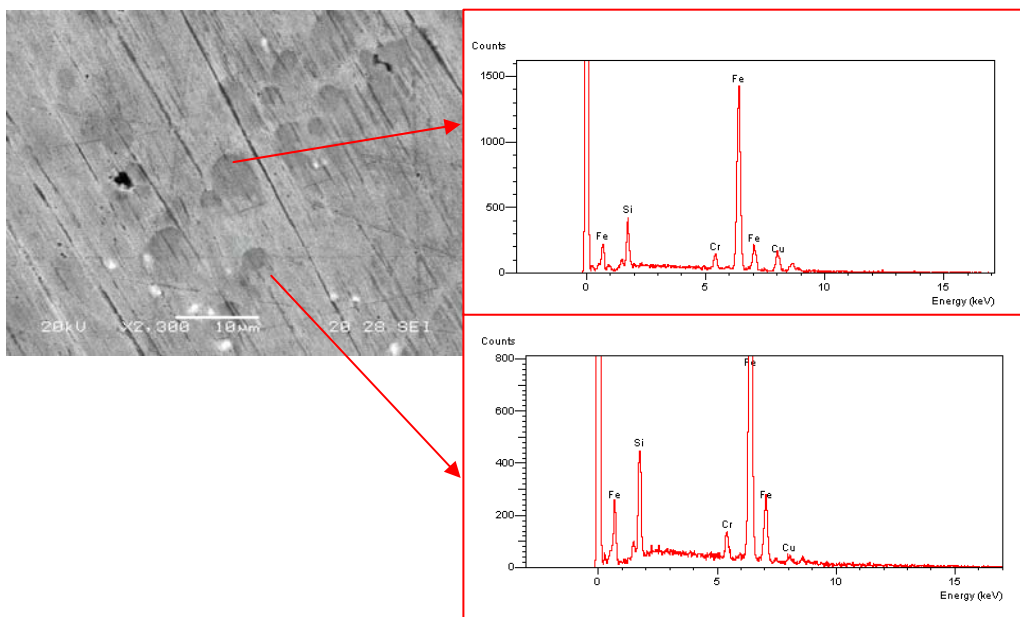


Fig. 7.24 Análisis EDS de las impurezas de la muestra B153

## 7.2. Caracterización mecánica

### 7.2.1. Durezas

Se han realizado durezas para determinar la variación de dureza en función del radio y la influencia del porcentaje de cinc en las diferentes aleaciones estudiadas. Los ensayos de dureza Brinell no indican variaciones significativas de la dureza en función del radio (Tabla 7.3).



Tabla 7.3 Dureza Brinell de las barras redondas y los lingotes en función de la distancia al centro.

	Dureza /HBW							
Aleación	CW603N	CW614N	CW617N	CW618N	CW622N	CB755S*	CB755S	CB753S
(%Zn eq)	(37,12)	(40,69)	(40,82)	(41,86)	(44,16)	(40,69)	(40,76)	(42,27)
1*	75	86	106	117	145	96	106	110
2*	79	91	104	114	145	97	105	110
3*	72	89	107	115	145	99	104	111
4*	71	94	110	114	145	99	103	111
Media	74	90	107	115	145	98	105	111

\*posición (ver Fig. 6.4 )

Al aumentar el contenido en Zn equivalente, aumenta la dureza de la aleación y también aumenta el contenido de la fase  $\beta'$  de mayor dureza que la fase  $\alpha$  (Fig. 7.25).

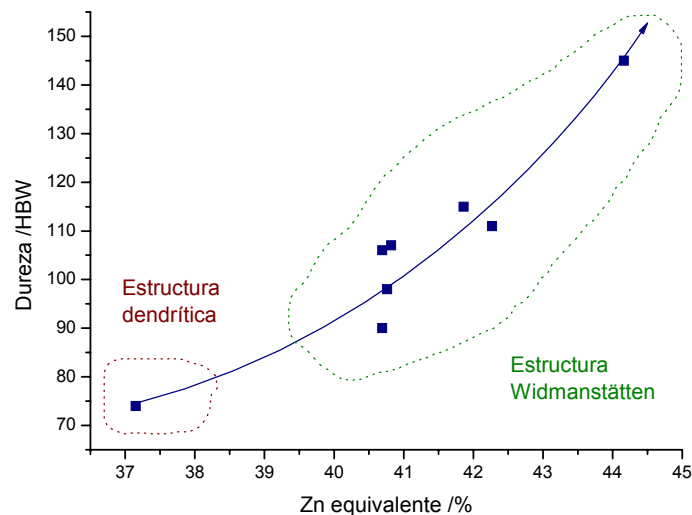


Fig. 7.25 Dureza en función del contenido en Zn equivalente (Tabla 7.3)





La curva de la Fig. 7.25 presenta un aumento de la pendiente a elevadas concentraciones de Zn equivalente. Esto se puede interpretar por el hecho que a bajas concentraciones de Zn las aleaciones están constituidas por dendritas primarias de fase  $\alpha$  y las aleaciones con mayor contenido de Zn se constituyen por fase  $\alpha$  secundaria de estructura Widmanstätten. Así mismo en aumentar el contenido de Zn aumenta el contenido de fase  $\beta'$ , de mayor dureza (Fig. 7.27).

Con el propósito de determinar la dureza de las fases  $\alpha$  y  $\beta'$ , se han realizado ensayos de microdureza con el ultramicrodurómetro Fisher, en las aleaciones de las barras redondas. Las condiciones de ensayo han sido de 25 mN de carga aplicada en quince pasos (15 carga y 15 descarga).

Inicialmente y con objeto de distinguir fácilmente las fases  $\alpha$  y  $\beta'$  se ha procedido al ataque de las probetas con el reactivo Klemm's I, y se han obtenido los resultados que se presentan en la Fig. 7.25. Éstos presentan una gran dispersión debido al efecto de las condiciones de ataque debido a las diferentes películas de óxidos. Esta circunstancia ha obligado a realizar nuevos ensayos, utilizando probetas sin atacar.

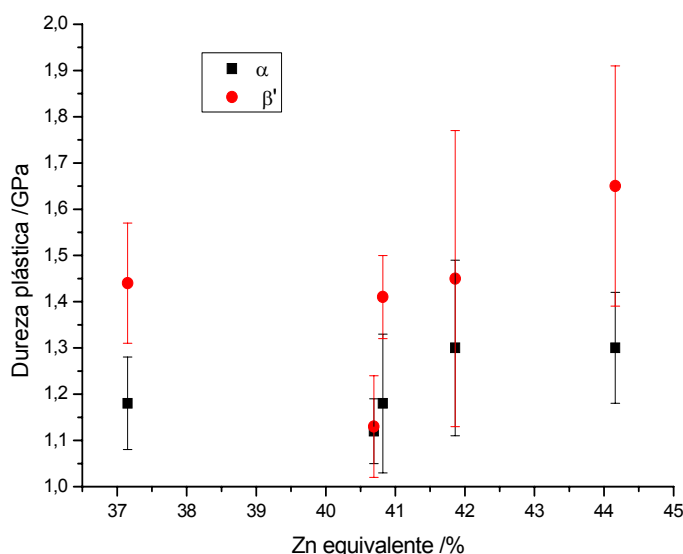


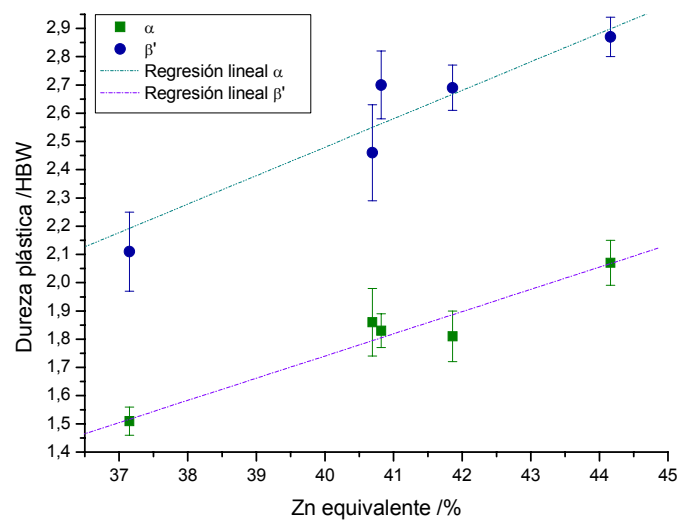
Fig. 7.26 Dureza plástica de las fases  $\alpha$  y  $\beta'$ , atacadas con reactivo Klemm's I.

Los resultados de las ultramicrodurezas de las probetas sin atacar se muestran en la Tabla 7.4, ver anexo 1.



Tabla 7.4 Resultados del ensayo de ultramicrodurezas de las aleaciones estudiadas.

Aleaciones	Ultramicrodureza media /GPa	
	Fase $\alpha$	Fase $\beta'$
CW603N	$1,51 \pm 0,05$	$2,11 \pm 0,14$
CW614N	$1,86 \pm 0,12$	$2,46 \pm 0,17$
CW617N	$1,83 \pm 0,06$	$2,70 \pm 0,12$
CW618N	$1,81 \pm 0,09$	$2,69 \pm 0,08$
CW622N	$2,07 \pm 0,08$	$2,87 \pm 0,07$

Fig. 7.27 Dureza plástica de las fases  $\alpha$  y  $\beta'$ , sin atacar.

Los resultados muestran que la fase  $\beta'$  tiene una dureza mayor que la fase  $\alpha$  en todos los casos. Al trazar la línea de regresión lineal se observa que todos los puntos están dentro del intervalo (Fig. 7.27).



### 7.2.2. Ensayo de tracción

Se han realizado ensayos de tracción en secciones longitudinales y transversales en varias aleaciones, pero los resultados obtenidos tienen gran dispersión. Se muestra un ejemplo de estos resultados en la Fig. 7.28. Estos datos no son significativos dado la dispersión de valores debido a la heterogeneidad de la barra. Si se ha observado su fractografía.

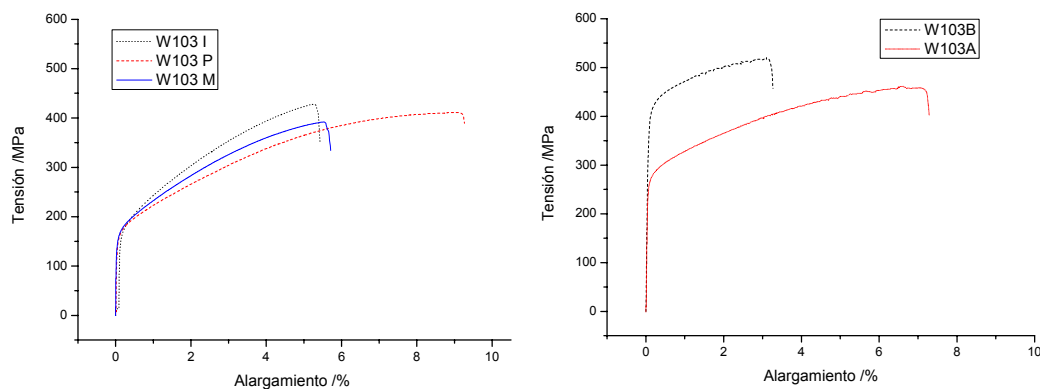


Fig. 7.28 Ensayo de tracción de la aleación CW603N. a)sección transversal b)sección longitudinal

### 7.2.3. Fractografía

Se ha realizado el estudio fractográfico de las probetas ensayadas a tracción. Las aleaciones estudiadas son CW603N y CW617N.

El análisis de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido revela, en todas las probetas, la presencia generalizada de micro cavidades, lo que evidencia el comportamiento dúctil del material (Fig. 7.29).





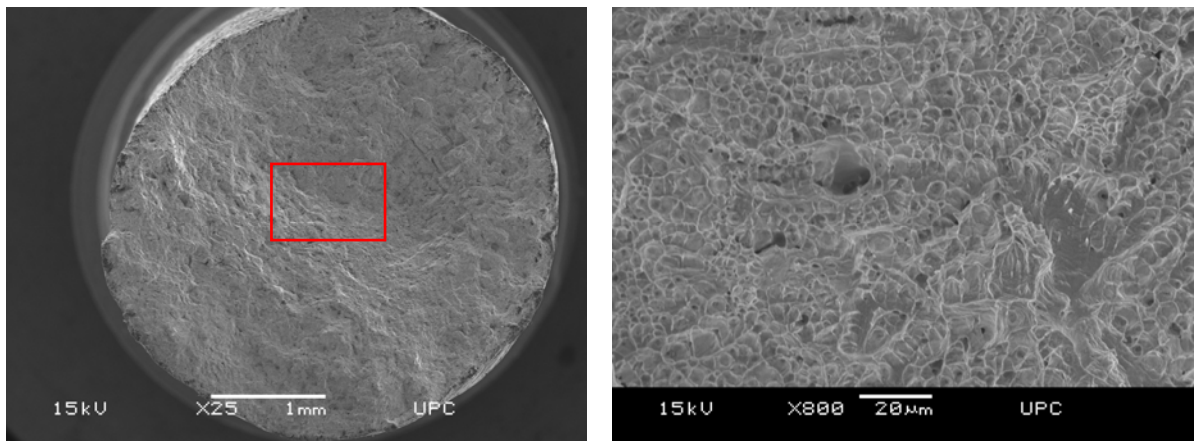


Fig. 7.29 Superficie de fractura de una probeta de tracción de la aleación CW603N. a) Aspecto general de la superficie de fractura, b) ampliación de la zona marcada en (a), mostrando las microcavidades.

El análisis de la superficie de fractura de las probetas de tracción pone de manifiesto que como la fractura se produce a través de las regiones más dúctiles, en este caso la fase  $\alpha$ . Se observan zonas planas asociadas a la fase  $\beta'$ . En estas zonas la fractura se ha producido por clivaje (**¡Error! La autoreferencia al marcador no es válida.** y Fig. 7.31). También se observan las cavidades dónde se encontraban las partículas de plomo.

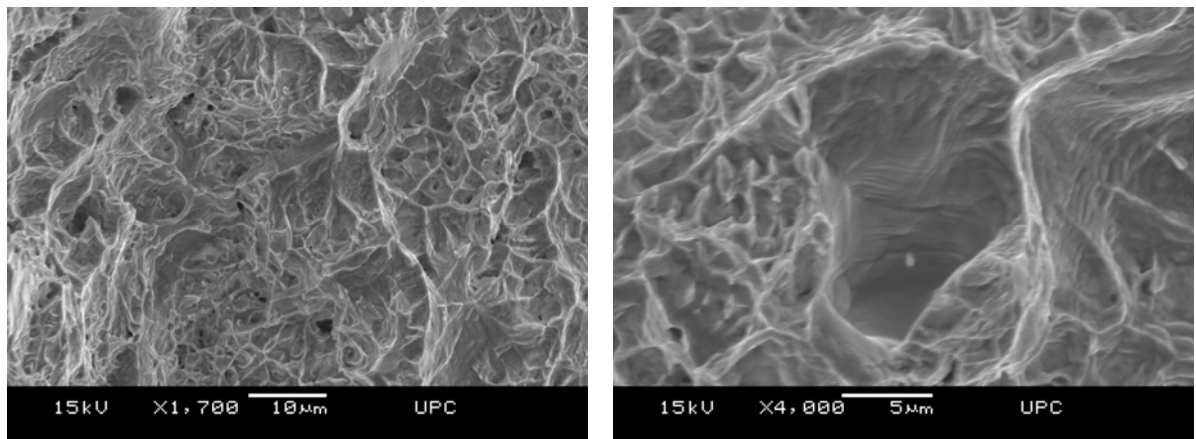


Fig. 7.30 Superficie de fractura de probetas de: a) aleación CW617N, b) aleación CW603N, muestran zonas planas de clivaje.



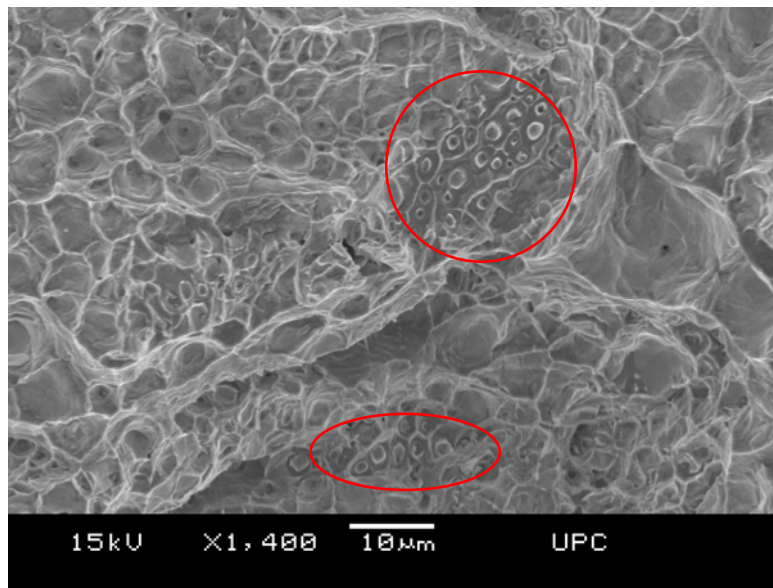


Fig. 7.31 Superficie de fractura de la probeta CW603N, los círculos indican la presencia de las cavidades dónde se alojaban las partículas de plomo.



## Conclusiones

Los latones producidos por colada continua presentan una estructura heterogénea de dendritas columnares y presentan diferencias estructurales entre la parte superior y inferior del producto, debido a las condiciones de refrigeración.

En el proceso de colada se producen pérdidas de Zn y Pb en la superficie del producto de colada y en la superficie del molde de grafito. Esto provoca el descincado en la piel del producto y el predominio de fase  $\alpha$  en la superficie.

Los latones estudiados presentan estructura bifásica  $\alpha$ - $\beta$ . Sólo la aleación CW603N cuya composición en Zn está próxima al punto peritético, presenta dendritas de fase  $\alpha$  primaria y zona interdendrítica de fase  $\beta'$ . El resto de aleaciones son hiperperitéticas y presentan fase  $\alpha$  secundaria, con estructura Widmanstätten, formada a partir de cristales  $\beta$  primarios.

El plomo insoluble en las fases  $\alpha$  y  $\beta'$ , se encuentra en forma de esferas de plomo metálico en las primitivas regiones de fase  $\beta$  interdendríticas. En el análisis metalográfico se pone de manifiesto mayor proporción de plomo en la fase  $\beta'$  y en los límites de la fase  $\alpha$ .

Al aumentar el contenido de Zn, aumenta la fase  $\beta'$ . Otros elementos de aleación como el Al, Mn, Cd, Fe, Sn, Si son solubles en la fase  $\beta'$  y aumentan el porcentaje de esta fase, de acuerdo con la teoría de Guillet.

La fase  $\beta'$  presenta mayor dureza plástica que la fase  $\alpha$ . Esta diferencia es del orden de 1000 MPa en las aleaciones estudiadas. Se debe a las diferencias de estructura cristalina entre  $\alpha$  (FCC) y  $\beta'$  (BCC) y a la diferencia de solubilidad del Zn.

En el lingote la adición de afinantes de grano como el boro, provoca la formación de fase  $\beta'$  de grano fino y como consecuencia las fases  $\alpha$  y  $\beta'$  finales tienen una estructura más fina y las fases están distribuidas de forma más homogénea.



## Viabilidad económica

En este apartado se detallan los costes asociados al proyecto, dividiéndolos en diferentes categorías: material utilizado y equipos y ensayos.

### Materiales

En la Tabla 1 se muestra la relación de material usado para la realización del proyecto, según su uso.

Tabla 1 Relación de materiales usados en el proyecto

Concepto	Material	Unidades	Coste (€/u)	Coste total (€)
Muestras ensayos	Barras redondas	5	10	50,00
	Lingotes	2	10	20,00
	Papeles de desbaste	30	1,05	31,50
	Paños de pulido	5	30,00	150,00
Preparación de muestras	Agua destilada	3 L	33,41	100,23
	Baquelita negra	0,28 kg	37,50	10,05
	Alúmina 0,3µm	0,4 L	109,50	43,80
	Solución sílice coloidal	0,4 L	92,51	37,00
	Cuaderno	1	2,50	2,50
Oficina	Papel de oficina	500	0,009	4,50
	Bolígrafo	2	0,50	1,00
TOTAL				450,58



## Equipos y experimentación

Tabla 2 Relación de equipos y ensayos utilizados en el proyecto

Concepto	Nº Ensayos	Coste Usuario /€h <sup>-1</sup>	Coste Máquina/€h <sup>-1</sup>	Trabajo Usuario /h	Trabajo Máquina /h	Precio /€
Corte y preparación de probetas metalográficas	20	42	74	50	50	5800
Microestructura, y análisis de imagen	15	87	144	40	40	9240
Ensayos de durezas	7	87	47	30	30	4020
Ensayos de ultramicrodureza	10	87	144	30	30	6930
Corte y preparación de probetas de tracción	10	87	144	30	30	6930
Ensayos de tracción	10	87	144	20	20	4620
Análisis fractográfico	2	87	212	3	3	897
Imprevistos 3%						1.153,11
Sub-total						39.590,11
IVA 16%						6.334,42
<b>TOTAL</b>						<b>45.924,53</b>



## Recursos humanos

En la Tabla 3 se muestra el coste asociado al personal, en la búsqueda de información, redacción y supervisión del proyecto. El coste relacionado a los ensayos se contabiliza en la Tabla 2.

Tabla 3 Relación de equipos y ensayos utilizados en el proyecto

Concepto	Coste personal /€	Tiempo /h	Precio /€
Redacción proyecto	60	160	9.600,00
Supervisión	90	20	1.800,00
TOTAL			11.400,00

## Coste total del proyecto

<b>Material fungible (€)</b>	<b>450,58</b>
<b>Máquinas y equipos (€)</b>	<b>45.924,00</b>
<b>Recursos humanos (redacción y supervisión) (€)</b>	<b>11.400,00</b>
<b>TOTAL (€)</b>	<b>57.774,58</b>



## Impacto medioambiental

En este apartado se analizan los aspectos del proyecto que pueden afectar al medio ambiente.

Un aspecto a considerar es el de la contaminación de aguas. En este proyecto, derivado de la preparación metalográfica de las muestras se da este fenómeno. El agua utilizada en las pulidoras durante el pulido arrastra tanto las partículas de material, como lubricante y otros reactivos de pulido. En las instalaciones de la universidad se aplica la norma ISO 14000, que cumple con los requisitos estatales establecidos en materia de medio ambiente.

Otros líquidos como el etanol, utilizados para el secado y limpieza de las probetas se reciclaron en los bidones correspondientemente etiquetados.

En cuanto al gasto de papel, se han manejado en su mayoría documentos en formato electrónico, que en caso de imprimirlos se ha realizado impresión a doble cara y con calidad de impresión baja.



## Agradecimientos

Hacer especial mención al CDAL “Centre de Disseny d’Aliatges Lleugers i Tractaments de Superfície”, de la “Escola Politècnica Superior d’Enginyeria de Vilanova i la Geltrú”, en las instalaciones de la cual se ha realizado toda la parte experimental de este estudio, y especialmente al grupo de trabajo del departamento de materiales encabezado por el Dr. Antonio Forn Alonso, sin el soporte y la orientación de los cuales no hubiera sido posible la realización de este proyecto.

Es necesario hacer especial mención al Dr. Enric Martin Fuentes, director, coordinador y responsable de la supervisión y seguimiento del proyecto, así como el mismo Dr. Antonio Forn Alonso, ponente y responsable directo del mismo.

Agradecer el soporte y ayuda en la realización del proyecto a mis compañeros del CDAL.

También agradecer a la empresa BMB por contribuir en aportar información y materiales.





## Bibliografía

### Referencias bibliograficas

- [1] XINTAO, L., ZHAOXIANG, G., XIANGWEI, Z., [et al.], *continuous casting of copper tube billets under rotating electromagnetic field*. Materials Science and Engineering A. Vol. 460-461, 2007, p. 648-651.
- [2] ASM international, *Copper and Copper Alloys*. J. R. Davis: 2001.
- [3] ASTM B 601, "Standard Practice for Temper Designations for Copper and Copper Alloys Wrought and Cast"
- [4] COPPER DEVELOPMENT ASSOCIATION (CDA), *The Brasses properties and applications*. Inglaterra, 2005.
- [5] KEMPSON, K. *Brass in focus*, Engineering designer. Copper Development Association (CDA), May/June 2004
- [6] CENTRE D'INFORMATION DU CUIVRE, LAITONS ET ALLIAGES. *Propriétés des alliages de cuivre*. Hamlein (Paris). [<http://www.cuivre.org/index-3510.htm>, 14 mayo de 2008] .
- [7] IHOBE, Sociedad Pública Gestión Ambiental, *Reducción de costes mediante una gestión eficaz de las virutas*. Gobierno Vasco: 2002
- [8] PANTAZOPOULOS, G. *Leaded Brass Rods C38500 for Automatic Machining Operations: A Technical Report*. Journal of Materials Engineering and Performance. Vol 11 (4), August 2002, p. 402-407.
- [9] RODRIGUEZ, J.M., MONTECINOS, J. *Colada continua horizontal automatizada de cobre en horno de inducción con diseños seleccionados del enfriador y del molde*. Alambre. Vol 41 (5), 1991, p. 359-363.
- [10] PUGACHEVA, N. B., PANKRATOV, A.A., FROLOVA, N. Y., [et al.]. *Structural and Phase Transformations in  $\alpha + \beta$  brasses*. Russian Metallurgy. Vol. 2006 (3), 2006, p. 239-248 .
- [11] ASTM B846-01, "Standard Terminology for Copper and copper Alloys"
- [12] CALAMARI. [<http://www.calamari.it/>, 14 de mayo de 2008]



- [13] BREY, M. *Horizontal Continuous Casting of Copper Alloy Billets, Continuous Casting*. Alemania, SMS Meer GmbH, Demag Technica, Veitshöchheim, 2003.
- [14] HEINKE, R., HENTRICH, R., BUCH, M., [et al.], *Solidification Phenomena during Horizontal Continuous Casting with Oscillating Mould. Transactions ISIJ*, Vol. 25, 1985, p.142-147.
- [15] TANAKA, S., TAGUCHI, K., HONDA, A., [et al.] *Development of Horizontal Continuous Caster for Steel Billets, Transactions ISIJ*, Vol. 24, 1984, p. 973-982.
- [16] UNE-EN 12165. *Cobre y aleaciones de cobre. Productos y semiproductos para forja*. Febrero 1999.
- [17] UNE-EN 1982. *cobre y aleaciones de cobre. Lingotes y piezas moldeadas*. Setiembre 1999.
- [18] Contrast Enhancement and Etching, *Metallography and Microstructures, Vol 9, ASM Handbook*, ASM International, 2004, p. 294-312
- [19] VANDER VOORT, G.F. *Metallography-Principles and Practice*, McGraw-Hill, p1984 180-181, 316-317, Reprinted by ASM International, 1999.
- [20] CALVO, F. A. *Metalografía práctica*, Alhambra,1972
- [21] BAILEY, A. R. *Introducción a la metalografía práctica*, Inglaterra: Metallurgical services laboratories LTD. 1968
- [22] BAILEY, A. R. *The role of microstructure in metals*, Inglaterra: Metallurgical services laboratories LTD. 1982.
- [23] MARTÍN, E. *Efecto de la microestructura en las propiedades de materiales compuestos base aluminio*. Tesis Doctoral, UPC: 2007
- [24] ASM International, *Metallography and Microstructures*, ASM Handbook: 2004, Volumen 9
- [25] SADAYAPPAN, M., THOMSON, J.P., ELBOUJDANI, M., [et al.], *Grain Refinement of Permanent Mold Cast: Copper Base Alloys. Materials Technology Laboratory*, April 2004



## Bibliografía complementaria

- [1] BIRAT, J.B., MARCHIONNI, CH., *Continuous casting: past present and future*. 5th European Continuous Casting Conference, ECCC2005, June 2002, Nice France.
- [2] SHACKELFORD, J.F., *Introducción a la Ciencia de Materiales para Ingenieros*. Madrid, Prentice Hall Iberia, 1998.
- [3] STORCH, J., GARCIA, T. *Diccionario Inglés-Español*. Madrid, Diaz de Santos, 2007.



## **Annexo**

### **1. Ultramicrodurezas de las probetas sin atacar**



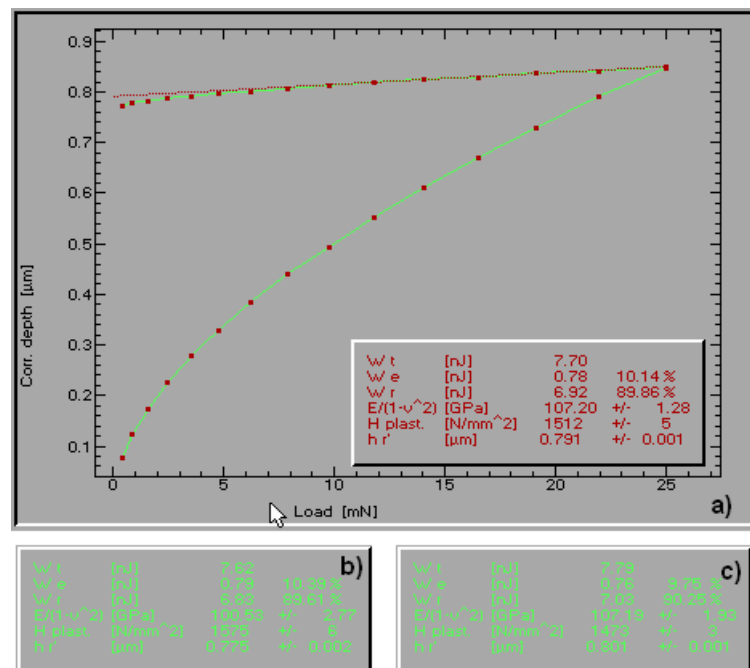


Fig. 1. Curva de carga/profundidad de la fase  $\alpha$  de la probeta W103B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo

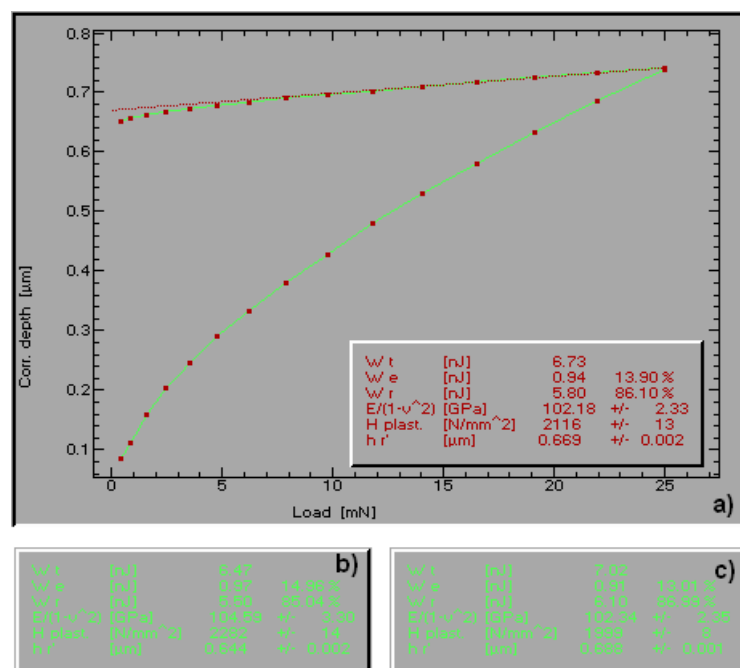


Fig. 2. Curva de carga/profundidad de la fase  $\beta'$  de la probeta W103B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo



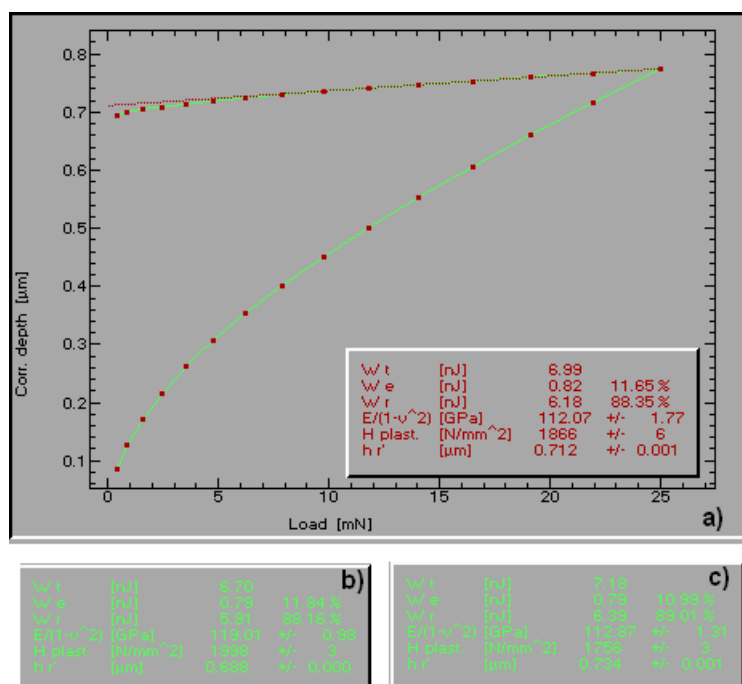


Fig. 1. Curva de carga/profundidad de la fase α de la probeta W114B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo

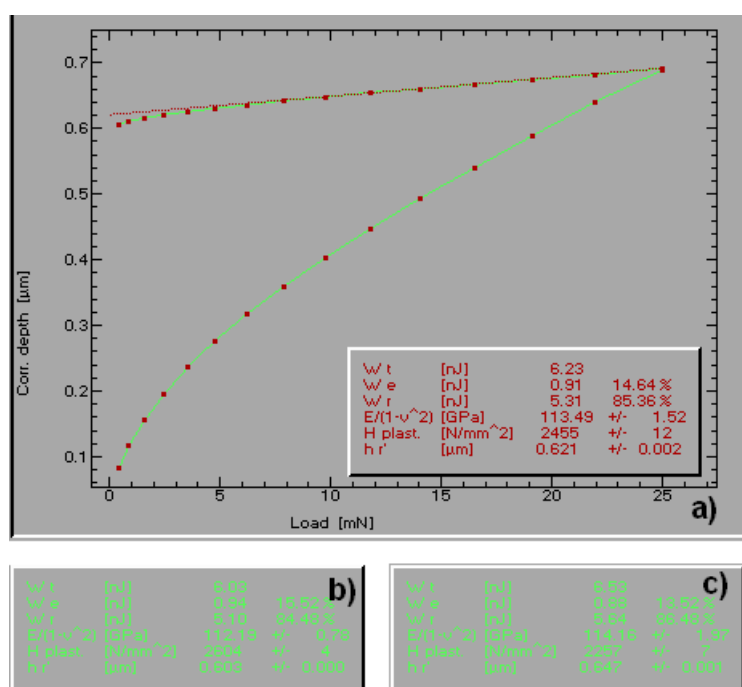


Fig. 2. Curva de carga/profundidad de la fase β' de la probeta W114B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo



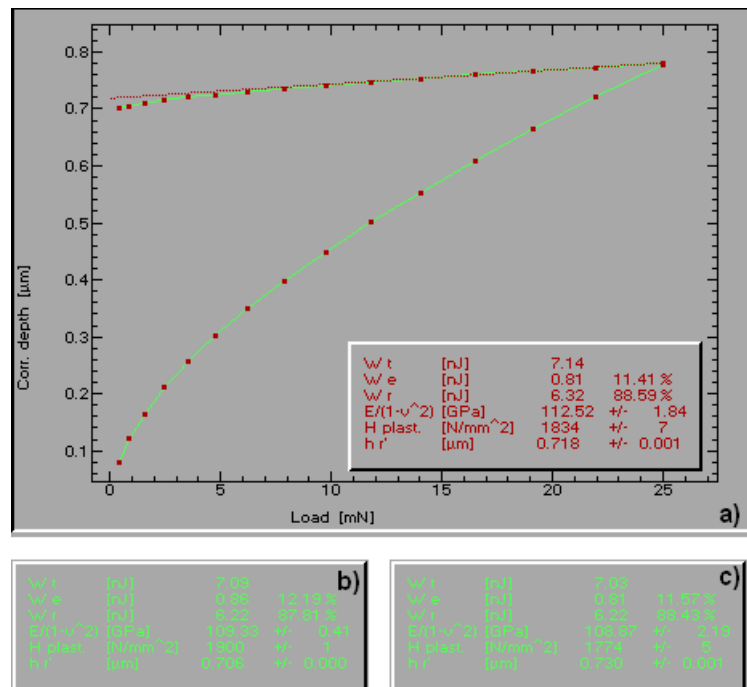


Fig. 3. Curva de carga/profundidad de la fase  $\alpha$  de la probeta W117B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo

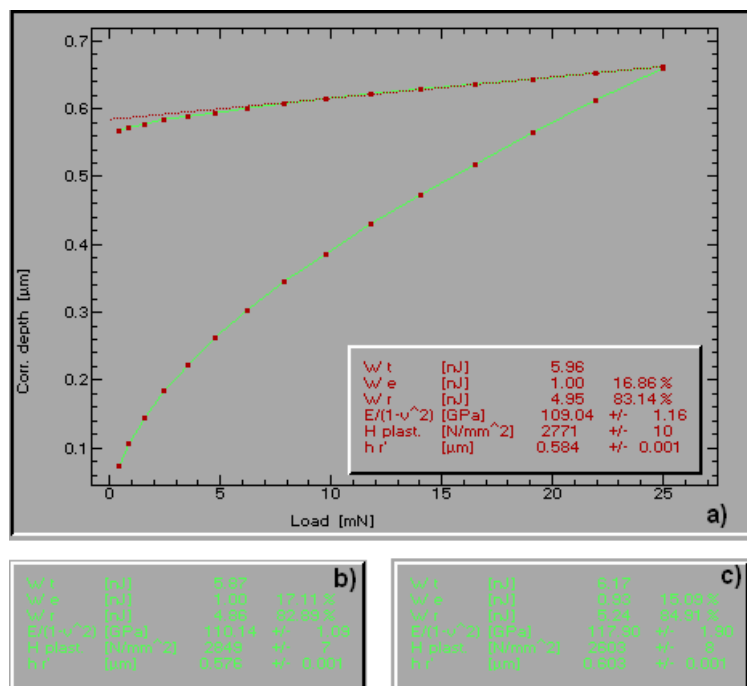


Fig. 4. Curva de carga/profundidad de la fase  $\beta'$  de la probeta W117B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo



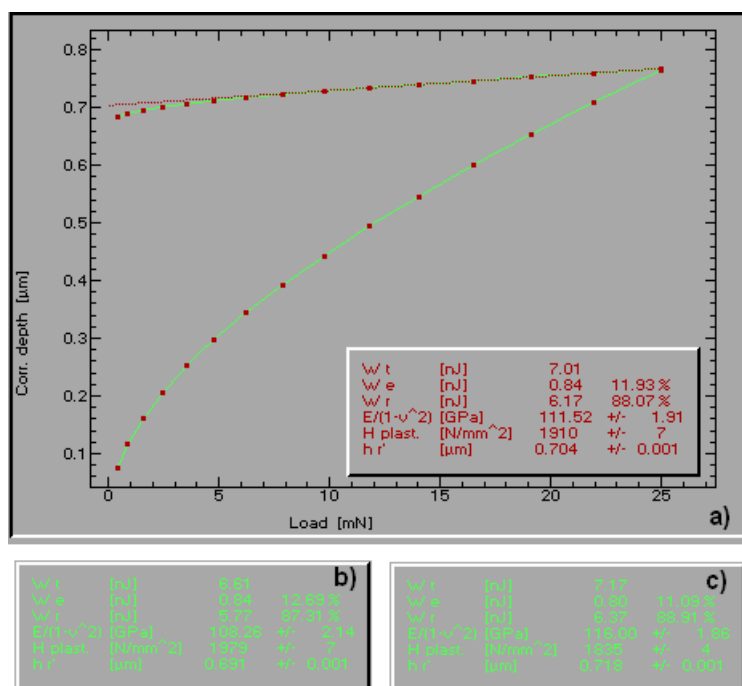


Fig. 5. Curva de carga/profundidad de la fase  $\alpha$  de la probeta W118B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo

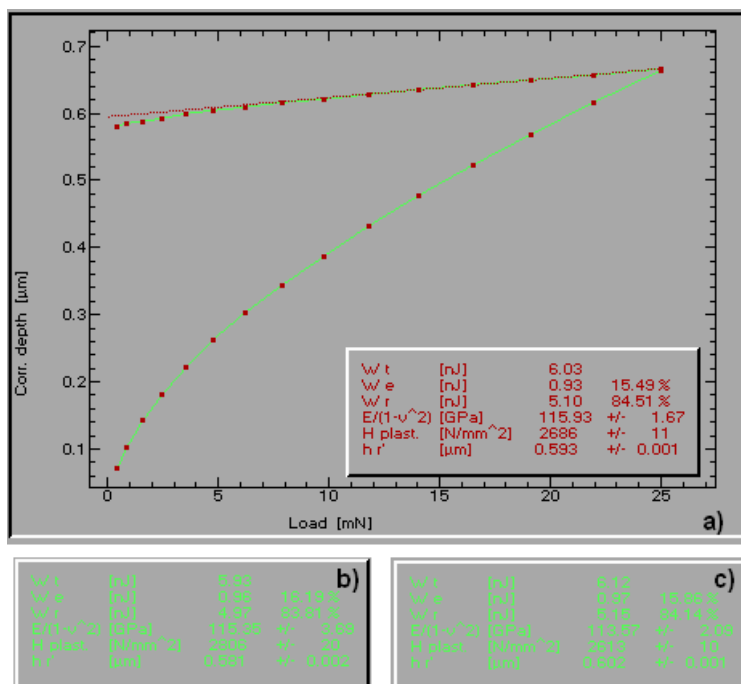


Fig. 6. Curva de carga/profundidad de la fase  $\beta'$  de la probeta W118B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo





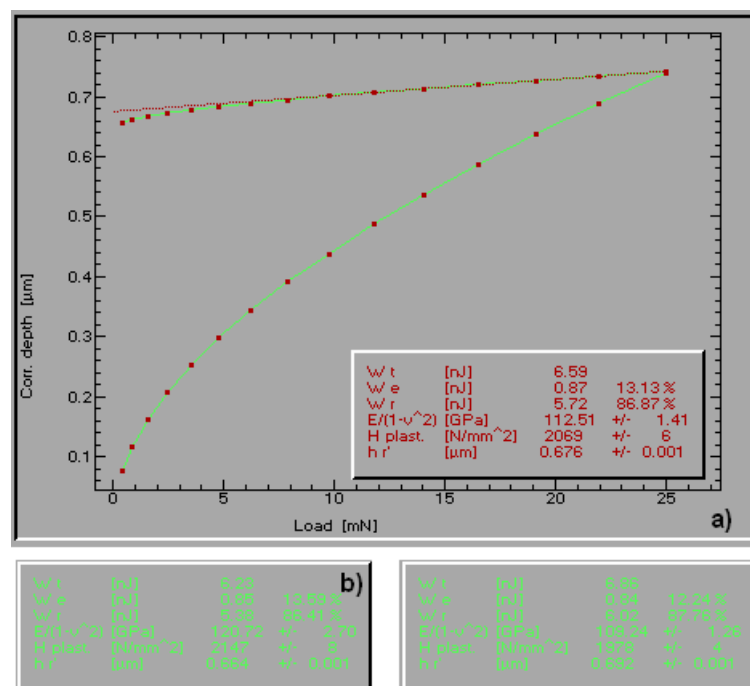


Fig. 7. Curva de carga/profundidad de la fase  $\alpha$  de la probeta W122B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo

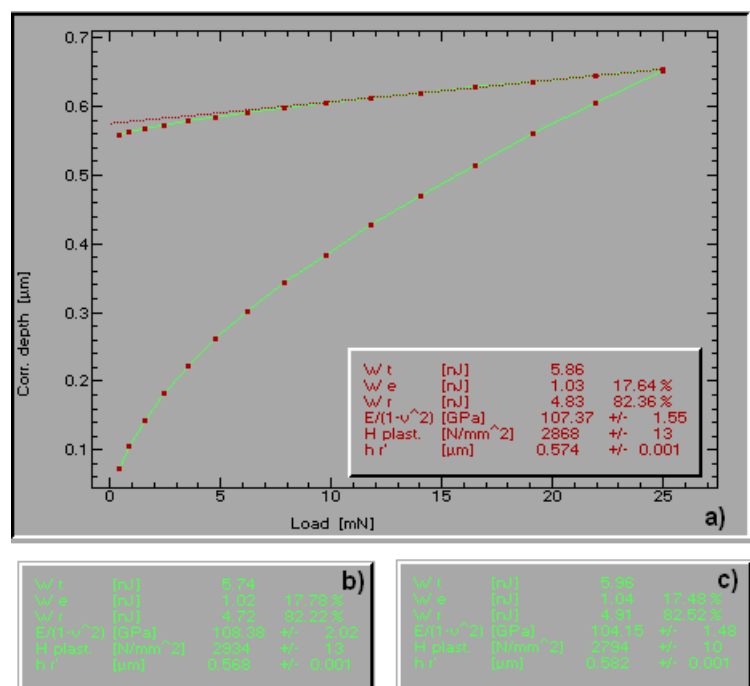


Fig. 8. Curva de carga/profundidad de la fase  $\beta'$  de la probeta W122B. a) Curva media b) Valor máximo c) Valor mínimo

